Metallographische Unterlagen für die Wärmebehandlung perlitischer Nickelstähle.

Dissertation

zur

Erlangung der Würde eines Doktor-Ingenieurs

der

Königlichen Technischen Hochschule zu Breslau

vorgelegt am 1. März 1913

von

Dipl.-Ing. Hans Meyer

aus Bochum.

Genehmigt am 15. März 1913.

Referent: Professor Simmersbach.

Korreferent: Dozent Dr.-Ing. Oberhoffer.

Düsseldorf

Verlag Stahleisen m. b. H.

1914

54409

Metallographische Unterlagen für die Wärmebehandlung perlitischer Nickelstähle.

Dissertation

zur

Erlangung der Würde eines Doktor-Ingenieurs

der

Königlichen Technischen Hochschule zu Breslau

vorgelegt am 1. März 1913

von

ACAD.
LUGD.BAT.
BIBL.

Dipl.-Ing. Hans Meyer
aus Bochum.

Genehmigt am 15. März 1913.

Referent: Professor Simmersbach.

Korreferent: Dozent Dr.-Ing. Oberhoffer.

Düsseldorf
Verlag Stahleisen m. b. H.
1914

Meiner Mutter.

Digitized by the Internet Archive
in 2026

https://archive.org/details/IA41549813_0055

In der Reihe der Spezialstähle nehmen die Nickelstähle eine Sonderstellung ein. Infolge ihrer vielseitigen Verwendbarkeit werden sie schon in derartigen Mengen hergestellt, daß sie fast nicht mehr zu den Spezialstählen im eigentlichen Sinne des Wortes gerechnet werden können. In erster Linie gilt das von den perlitischen Nickelstählen, d. h. von denen, deren Nickelgehalt bei einem Gehalt von 0,12 % Kohlenstoff 10 % und bei einem Gehalt von 0,8 % Kohlenstoff 5 % nicht überschreitet.* einem Stahl mit einem Nickelgehalt zwischen 4,25 und 4,95 %, einem Kohlenstoffgehalt von etwa 0,4 % und einem Mangangehalt von 0,8 bis 1 % findet eine entscheidende Aenderung der Eigenschaften statt. Der Stahl tritt in diesen Grenzen in eine spröde Zone ein.“ Dieser Umstand aber schließt die Verwendbarkeit für die Zwecke, zu denen perlitische Nickelstähle hauptsächlich in Frage kommen, aus oder vermindert sie doch beträchtlich. In vorliegender Arbeit sollen daher als perlitische Nickelstähle auch nur Stähle bis zu jenen gekennzeichneten Grenzen behandelt werden.

Zahlentafel 1.

	Verwendung	C	Ni	Behandlung	Festigkeit	Fließgrenze	Dehnung
1	Teile, die zementiert und gehärtet werden, in Amerika für nahtlose Röhren	0,05—0,15	2—3	geglüht	40—45	26—30	34—30
2	Kanonenmetall, sehr verbreitet als Konstruktionsstahl, für Bleche, Nieten, kaltgepreßte oder geschmiedete Teile, Maschinen- und stark beanspruchte Transmissionswellen, gekröpfte Wellen	0,30—0,45	1—2,5	bei 900 ° C geglüht abgeschreckt b. Kirschrotglut u. auf 500 ° C angelassen	50—60 70—90	32—38 50—52	27—20 16—12
3	Kesselbleche, Bleche für Räder	0,20	3,25—3,5	—	—	—	—
4	Radbandagen; mit 0,4 % C für Schienen in Amerika	0,55	3,5	—	—	—	—
5	Teile, die zementiert und gehärtet werden	0,05—0,12	5—6	—	47—55	35—42	30—27
6	Wellen, Kolbenstangen, Achsen Achsenarme	0,2—0,4	5—6	geglüht	60—70	36—42	25—20

Praktisch kommen allerdings nur Stähle mit einem Nickelgehalt bis zu etwa 6 % in Betracht, da nach Guillet bei Ueberschreitung dieses Nickelgehaltes selbst Stähle mit einem Kohlenstoffgehalt von nur 0,12 % eine starke Verminderung der Dehnung und Kontraktion bei einer entsprechenden Erhöhung der Fließgrenze und Festigkeit erfahren. Im „Seventh Report to the Alloys Research Committee“** findet sich zu diesem Punkte folgende Anmerkung: „In

Ueber das weite Verwendungsgebiet dieser Stähle seien hier einige Daten zusammengestellt. Guillet† macht darüber die aus Tabelle 1 zu entnehmenden Angaben. Eine weitere Zusammenstellung nach Mars†† gibt Tabelle 2. Geiger§ bringt die in Tabelle 3 angeführten Daten über Formgußstücke. In „Stahl und Eisen“ 1900, S. 53, findet sich eine Notiz über

* Guillet: Alliages métalliques 1906, S. 276.

** Carpenter, Hadfield und Longmuir: Iron-Nickel-Manganese-Carbon Alloys. Iron Steel Mag. XI, 1906, S. 100.

† l. c.

†† Mars: Die Spezialstähle, 1912, S. 359.

§ Geiger: Handbuch der Eisen- und Stahlgießerei I 1911, S. 169.

Zahlentafel 2.

Verwendungszweck	C	Ni	Zustand	Prop.-Grenze	Bruchfestigkeit	Dehnung	Kontraktion
Roh zu verwendende oder im Einsatz zu härtende Stähle.							
Nahtlose Rohre, Nieten, Bleche, im Einsatz gehärtete Maschinen- u. Autoteile, wie Zahnräder, Kettenräder, Nocken- und Daumenwellen, Zapfen, Bolzen usw.	0,05—0,15	1—2	geglüht	25—30	40—45	30—25	70—60
			gehärtet*	50—60	70—80	15—10	45—40
	0,05—0,15	2,5—3,5	geglüht	28—32	45—55	25—22	60—55
			gehärtet*	—	80—90	10—7	40—30
	0,05—0,15	4—6	geglüht	35—45	55—65	25—20	55—45
			gehärtet*	—	90—100	—	—
	0,05—0,15	7—8	geglüht	40—45	60—70	25—18	50—40
Stähle für die Verwendung im geglühten oder veredelten Zustande							
Nahtlose Rohre, Nieten, Bleche, Kesselbleche, Brückenmaterial, Kanonenstahl, Kurbelwellen, Transmissionswellen, Achsen, Pleuelstangen, Zahnräder, Zapfen, Bolzen usw.	0,20—0,45	1,5—3,5	geglüht	35—40	60—70	18—14	60—50
			zäh veredelt	35—50	60—75	16—12	60—50
			hart veredelt	65—75	75—85	12—8	—
	0,20—0,45	3—4	geglüht	40—45	70—75	16—12	50—45
			zäh veredelt	45—55	75—85	12—8	60—50
			hart veredelt	65—75	85—95	10—6	—
	0,25—0,45	4—6	geglüht	45—50	75—85	15—12	55—45
			zäh veredelt	50—55	85—95	12—8	60—50
			hart veredelt	65—75	95—110	10—6	—

die Verwendung von Nickelstahl im Lokomotivbau in Amerika, für Kolbenstangen, Zapfen, Achsen, Bleche für Feuerbuchsen, Stehbolzen und Zugstangen. Als gebräuchliche Zusammensetzung ist folgende Analyse angegeben:

Ni . . . 3 %
P . . . 0,03 % (höchstens)
S . . . 0,03 %
Mn . . . 0,40 %
C . . . 0,25 %
Si . . . 0,03 %

Waterhouse** gibt bei der Besprechung der Verwendung von Nickelstahl im Kesselbau folgende Analysen:

	C	Ni	Mn	Si	S	P
für Kesselblech	0,24	3,43	0,66	0,023	0,021	0,021
für Flanschenmaterial . . .	0,08	2,7	0,36	—	0,04	0,045

In „Stahl und Eisen“ 1909, S. 417 und 740, findet sich eine Besprechung der Arbeit Wadells, der auf Grund eingehender Versuche zu einer Befürwortung der Verwendung von Nickelstahl für den Brückenbau kommt. Einen Stahl mit etwa 3,5 % Nickel hält er für besonders geeignet dazu. Tabelle 4 ist dem Referat entnommen.

Fay* gibt als geeignetes Material für Automobilteile, besonders Achsen und Nocken, folgenden Stahl an:

C . . . 0,30—0,25 S . . . 0,03—0,025
Ni . . . 3,5 —3,4 P . . . 0,04—0,032
Si . . . 0,10—0,08 Mn . . . 0,17—0,14

Révillon** macht über die Verwendung von Nickelstahl für den Automobilbau folgende Angaben: Für gepreßte Rahmen, speziell für Rennwagen, und für Kurbeln: C = 0,25 %, Ni = 3 %. Für Zahnradteile: ein Stahl mit sehr wenig Ni, Mn und Si, der gehärtet zur Anwendung kommt.

Die Analysen einiger schweren Kurbelwellen seien hier noch hinzugefügt:

C	Mn	Ni	Si	S	P	Cu
0,18	1,00	1,95	0,24	0,035	0,033	0,11
0,14	0,68	4,75	0,20	0,02	0,01	0,12
0,15	0,93	4,62	0,20	0,03	0,01	0,10
0,16	0,65	4,83	0,21	0,015	0,006	0,10

Zahlentafel 3. Formgußstücke aus Nickelstahl.

Bezeichnung	C	Ni	Mn	Si	P	S
Zerkleinerungsgußplatte aus einer Kugelmühle	0,070	0,246	0,65	0,345	0,045	0,057
Zahnräder	0,250	1,850	0,52	0,216	0,011	0,019
Bremsscheibe	0,361	3,853	0,68	0,280	0,023	0,035
Amerikanisches Geschützrohr . .	0,395	2,620	0,75	0,197	0,020	0,032
Kranz einer Glockenmühle . . .	0,478	0,182	0,67	0,070	0,081	0,047

Erwähnenswert ist es auch, daß man Turbinenschaufeln ebenfalls schon aus Nickelstahl, und zwar mit einem Nickelgehalt von etwa 5 % hergestellt hat.

Bei der ziemlich beträchtlichen Preiserhöhung, die das Eisen schon durch einen geringen Nickelzusatz erfährt, muß dieser natürlich durch die Eigenschaften des erzielten Materials durchaus gerechtfertigt sein. Nickel erhöht die Festigkeit des Eisens, ohne dabei seine Zähigkeit in dem Maße zu be-

* Die hierunter gegebenen Zahlen bedeuten die Festigkeit des nichtgekohlten Kernes der im Einsatz gehärteten Stücke.

** Waterhouse: Iron Age 1906, I, S. 490; Stahl und Eisen 1906, S. 565.

* Iron Age I, 1905, S. 669.

** Révillon: Les aciers spéciaux au salon de l'automobile. R. d. Mét. 1908, S. 53.

einträchtigen, wie es Kohlenstoff tun würde, wenn er diese Festigkeitssteigerung bewirken sollte. Das ist heute allgemein bekannt. Allerdings ist es gewissermaßen eine Umschreibung der Eigenschaften, die den Nickelstahl für den Konstrukteur wertvoll machen. Diese Form der Bewertung hat ihre Ursache in den Abnahmevorschriften, die, zum Teil veraltet, die wertvollen Eigenschaften eines Materials häufig noch durch andere, leichter festzustellende ersetzen oder ausdrücken. Wichtiger für den Konstrukteur als die Festigkeit sollte die Elastizitätsgrenze des Materials sein, d. h. die Spannung, bei der ein Körper anfängt, bleibende Formänderungen zu erleiden.* Praktisch nimmt man als Elastizitätsgrenze die Spannung an, bei der die bleibende Dehnung 0,001 % der Meßlänge beträgt. Eine Belastung eines Materials über diese Grenze hinaus muß naturgemäß schließlich zur Zerstörung führen. Da die Bestimmung der Elastizitätsgrenze aber zeitraubende Messungen mit Feinmeßinstrumenten erfordert, die nicht überall ausführbar sind, so läßt man zweckmäßig bei der Bewertung eines Materials an die Stelle der Elastizitätsgrenze die Fließgrenze treten, d. h. die Spannung, bei der die Dehnungen bei stetiger Spannungsvermehrung sehr schnell wachsen.** Ueber die Beziehung zwischen Elastizitäts- und Fließgrenze und ihre Abhängigkeit von chemischer Zusammensetzung und Wärmebehandlung hat Wawrziniok† Versuche angestellt, auf die unten noch einmal zurückgekommen werden soll. Immerhin ist die Fließgrenze bei der Sicherheit, mit der der Konstrukteur zu rechnen hat, ein zuverlässiges Maß für die Bewertung eines Materials, und zweifellos ist sie es in weit höherem Maße als die Festigkeit. Von zwei Stählen mit verschiedener Festigkeit kann z. B. der mit der geringeren Festigkeit eine wesentlich höhere Fließgrenze haben, was ihn, die erforderliche Zähigkeit vorausgesetzt, als das wertvollere Konstruktionsmaterial gelten lassen muß. Ein besonderer Vorzug der Nickelstähle gegenüber den Kohlenstoffstählen ist nicht sowohl ihre Festigkeit, als vielmehr ihre im Verhältnis zur Festigkeit hohe Fließgrenze. Auf Grund einer größeren Versuchsreihe an sehr manganarmen Stählen bestreitet allerdings Waterhouse* einen derartigen Einfluß eines Nickelgehalts und schreibt ihn vielmehr dem hohen Mangangehalt der Handelsstähle zu. Auf diesen Einwand soll unten noch eingegangen werden. Es sei aber hier schon erwähnt, daß die Wärmebehandlung der Waterhouseschen Stähle geeignet war, die Fließgrenze nicht unwesentlich zu erniedrigen.

Ein weiteres Maß für die Güte eines Materials ist seine Zähigkeit, gemessen an Dehnung und Kontraktion. Es ist aber bekannt, daß diese Eigenschaften nur im Zusammenhang mit den übrigen Festigkeits-

Zahlentafel 4.

Verwendung für	C	Ni	Mn	Si (Höchstgehalt)	P (Höchstgehalt)	S (Höchstgehalt)	Zugfestigkeit kg/qmm	Fließgrenze kg/qmm	Mindestdehnung auf 200 mm Meßlänge (bei unter 12 mm Stärke) %
Augenstäbe, Gelenkbolzen, Auflagerrollen	0,45 (0,40—0,50)	4,25 (4,0—4,5)	0,80 (0,75—0,85)	0,04	0,03	0,04	81—91	46	12
Stab- u. Profileisen, Bleche	0,38 (0,34—0,42)	3,50 (3,25—3,75)	0,70 (0,65—0,75)	0,04	0,03	0,04	74—84	42	15
Nieten u. Schrauben	0,15 (0,12—0,18)	3,50 (3,25—3,75)	0,60 (0,55—0,65)	0,04	0,03	0,04	49—56	32	25

eigenschaften, aber auch dann nicht immer, ein zuverlässiges Bild über die Güte eines Materials bieten können. Es ist wiederholt darauf hingewiesen worden, daß die Prüfung eines Materials nach dieser Seite hin zweckmäßig durch eine Prüfung durch eine stoßweise wirkende Kraft, beispielsweise die Kerbschlagprobe, ergänzt wird. Was die Fließgrenze des Materials für ruhende Belastung bedeutet, das bedeutet die Schlagfestigkeit für Belastungsstöße. Soweit im Rahmen dieser Arbeit die theoretischen Erwägungen durch praktische Versuche ergänzt sind, soll der Fließgrenze und der spezifischen Schlagarbeit besondere Beachtung zugewandt werden.

In der Tabelle 5 ist das Ergebnis einer Reihe von Zerreißproben an Nickelstählen zusammengestellt. Die Angaben von Le Chatelier,† Guillet,† Révillon† und Mars† stellen Betriebsergebnisse dar und können daher als gute Mittelwerte, teilweise sogar als Maximalwerte betrachtet werden. Die übrigen Daten sind größtenteils an einem besonderen Versuchsmaterial gewonnen und dienen einem besonderen Versuchszweck, sei es, wie bei Rudeloff,† der Feststellung des Einflusses von Mangan auf Nickelstahl, bei Wedding† des Nickels auf kohlenstoff- und manganarmes Eisen und bei Waterhouse† des Nickels und Kohlenstoffs auf manganarmes

* Martens: Materialienkunde für den Maschinenbau I, 1898, S. 23. Ueber die Verwechselung der drei durchaus nicht identischen Begriffe Elastizitäts-, Proportionalitäts- und Fließgrenze s. Martens, S. 23.

** Martens: S. 21.

† Wawrziniok: Die elastischen Eigenschaften von Stahl und die Abhängigkeit derselben von der chemischen Zusammensetzung und der thermischen Behandlung des Materials. Metallurgie 1907, S. 810.

* Waterhouse: The influence of Nickel and carbon on iron. I. St. Inst. 1905, II, S. 376.

† Literaturangabe s. Tabelle 5.

Zahlentafel 5.*

Ni %	C %	Mn %	Berechnete Glühtemperatur ° C	Behandlung	F	Fg	D	K	Literaturangabe	Bemerkungen
Unter 2 % Ni, geglüht.										
1,0	—	—	unter 894	bei 900° geglüht	40	26	30	—	Le Chatelier, Rev. de Mét. 1904, S. 587.	
1,0	0,42	0,58	828	geglüht	86,0	43,0	1,5 (100 mm)	9,5		
1,0	0,42	0,58	828	gewalzt	90,7	50,54	11,0 ,,	24,0	Ledebur u. Riley, St. u. E. 1889, S. 861.	
1,0	0,42	0,58	828	gewalzt und geglüht	86,67	47,4	18,7 ,,	45,0		
1,2	0,48	0,75	799	geschmiedet und von 800° abgekühlt	64,5	37,7	21 (50 mm)	42,8	Carpenter, Hadfield, Longmuir, Iron Steel Mag. 1906, S. 100	
1,25	0,50	1,05	771	geschmiedet und bei 650° geglüht	61,2	38,9	21,03	55,23		
1,25	0,50	1,05	771	,, ,, ,, 775° ,,	73,2	41,1	16,8	43,7	Ergebnis der vorlieg. Arb.	
1—2	0,05—0,15	—	892—853	geglüht	40—45	25—30	30—25	70—60	Mars, Die Spezialstähle, S. 359.	
1,95	0,18	1,00	792	geschmiedet und bei 790° geglüht	54,7	36,2	27,7	63,98	Ergebnis der vorlieg. Arbeit	
1—2,5	0,3—0,45	—	886—874	bei 900° geglüht	50—60	32—38	27—20	—	Guillet, Alliages Métalliques, S. 299	
2 bis 3 % Nickel, geglüht.										
2	extra weich für Zementation		unter 861	geglüht bei heller Kirschrotglut (etwa 840°)	40—44	26—30	30—34	—	Le Chatelier, R. d. M. 1904, S. 584	
2	für Zementation		,, 861	geglüht bei 900°	40	30	25			
2	,, ,,		,, 861	geglüht	40	26	36	—	Révillon, R. d. M. 1908, S. 66	
2	halbhart		etwa 817	geglüht bei Kirschrotglut (etwa 740°)	55—65	34—40	20—25	—	,, ,, S. 67	
2,15	0,47	0,86	763	geschmiedet und von 800° abgekühlt	65,4	37,3	24,5 (50 mm)	51,83	Le Chatelier, R. d. M. 1904, S. 584	
2—3	0,05—0,15	f. Zement.	etwa 850—810	geglüht	40—45	26—30	34—30	—	Iron Steel Mag. 1906, S. 105	
2,5	—	—	unter 844	geglüht bei 870°	70,2	48,1	21,8	49,6	Guillet, All. Mét., S. 298	
1,5—3,5	0,20—0,45	—	unt. 864—766	geglüht	60—70	35—40	18—14	60—50	Le Chatelier, R. d. M. 1904, S. 582	
2,7	0,18	0,36	807	—	46,2	33,1	24,7 (200 mm)	52,0	Mars, S. 359	
2,95	0,20	—	unter 817	geglüht bei 800°, an der Luft abgekühlt	65,4	37,3	30,0 (50 mm)	58,3	Waterhouse, Iron Age 1906, S. 490	
2,95	0,20	—	,, 817	,, ,, 900°, ,, ,, ,, ,,	75,4	45,9	30,5 (50 mm)	55,9	Longmuir, Iron Steel Inst. 1909 I., S. 385	
2,95	0,20	—	,, 817	,, ,, 950°, ,, ,, ,, ,,	96,0	53,5	27,5 (50 mm)	56,6		
3	—	0,03	824	geschm., gegl. b. Hellrotglut (etwa 840°)	41,1	32,9	36,2**	—	Wedding, Legierungen d. Eisens u. Nickels, S. 50—52	[1]) Siehe Waterhouse 1
3	—	0,03	824	rd. gew., gegl. b. Hellrotglut (etwa 840°)	41,6	30,0	35,7**	—		
2,5—3,5	0,05—0,15	—	841—798	geglüht	45—55	28—32	25—22	60—55	Mars, S. 359	
3	extra w. für Zement.		unter 826	gegl. b. heller Kirschrotglut (etwa 840°)	40—44	26—30	30—34	—	Le Chatelier, R. d. M. 1904, S. 584	
3	für Zementation		,, 826	geglüht	55	37	26	—	,, ,, S. 586	
3,05	0,06	0,11	815	geschmiedet = Behandlung A	47,1	36,2	35 (50 mm)	70,6		
3,05	0,06	0,11	815	30 Minuten bei 900° geglüht, an der Luft abgekühlt = Behandlung B	46,7	33,1	38,0 (50 mm)	72,5	Mc William und Barnes, Iron Steel Inst. 1911, I, S. 269, deutsch Metallurgie 1911, S. 693	
3,05	0,06	0,11	815	20 Std. bei 950° geglüht, sehr langsam abgekühlt = Behandlung C	42,2	29,0	39,0 (50 mm)	71,7		
2,93	0,12	0,13	814	A	48,7	33,1	34,0 (50 mm)	65,8		

2,93	0,12	0,13	814	B	47,4	33,2	36,5 (50 mm)	68,4	
2,93	0,12	0,13	814	C	43,6	29,6	37,0 (50 mm)	66,2	
2,90	0,28	0,15	802	A	56,1	36,2	29,0 (50 mm)	57,7	Mc William u. Barnes. Iron Steel Inst. 1911, I, S. 269, deutsch Metallurgie 1911, S. 693.
2,90	0,28	0,15	802	B	55,1	36,2	31,0 (50 mm)	59,1	
2,90	0,28	0,15	802	C	47,9	33,2	31,5 (50 mm)	58,2	
3,15	0,30	0,13	793	A	56,7	36,2	28,0 (50 mm)	54,6	
3,15	0,30	0,13	793	B	56,7	35,8	30,0 (50 mm)	55,6	
3,15	0,30	0,13	793	C	47,3	26,5	30,0 (50 mm)	54,6	
3	wenig	—	unter 826	geglüht bei 800°, an der Luft abgekühlt	54,05	38,6	30,0 (50 mm)	57,2	Longmuir, Iron Steel Inst. 1909 I, S. 386
3	halbweich		etwa 800	geglüht bei 900°	50	35	25	—	LeChatelier, R.d.M. 1904, S. 587
3,02	0,24	0,44	785	geglüht bei 780°	52,6	36,4	23,67	45,4	
3,02	0,24	0,44	785	geschmiedet	52,5	36,3	23,2	52,1	Ergebnis der vorlieg. Arb.
3,02	0,24	0,44	785	geschmiedet und bei 780° geglüht	54,1	40,6	25,5	55,1	
3	—	—	unter 826	geglüht	56	40	20—26	63,5	Révillon, R. d. M. 1908, S. 68
3	halbhart		etwa 782	geglüht bei Kirschrotglut (etwa 740°)	55—65	34—40	20—25	—	LeChatelier, R.d. M. 1904, S. 584
3	,,		,, 782	geschmiedet und bei 900° geglüht	60	42	20	—	,, ,, S. 587
3	0,35	0,57	770	geglüht	54,96	37,79	2,5 (100 mm)	9,0	Ledebur n. Riley, St. u. E. 1889, S. 861
3	0,35	0,57	770	gewalzt	80,31	49,44	20,3 (100 mm)	37,0	
3	0,35	0,57	770	gewalzt und geglüht	76,37	44,09	20,3 (100 mm)	42,0	
2,92	0,47	0,14	778	geschmiedet = Behandlung A	67,1	39,4	22 (50 mm)	44,6	
2,92	0,47	0,14	778	30 Minuten bei 900° geglüht, an der Luft abgekühlt = Behandlung B	65,4	39,1	23 (50 mm)	45,9	
2,92	0,47	0,14	778	20 Std. bei 950° geglüht, sehr langsam abgekühlt = Behandlung C	50,6	30,2	28 (50 mm)	48,7	
2,96	0,67	0,19	714	A	81,1	42,5	19 (50 mm)	36,7	Mc William u. Barnes, Iron Steel Inst. 1911, I, S. 269, deutsch Metallurgie 1911, S. 693
2,96	0,67	0,19	714	B	79,9	45,7	19 (50 mm)	37,2	
2,96	0,67	0,19	714	C	49,5	33,4	20 (50 mm)	46,0	
2,98	0,74	0,19	686	A	91,2	53,6	14 (50 mm)	25,2	
2,98	0,74	0,19	686	B	93,3	48,8	16 (50 mm)	44,3	
2,98	0,74	0,19	686	C	39,4	25,8	29,5 (50 mm)	46,0	
3,10	0,91	0,17	607	A	105,2	55,1	8,5 (50 mm)	22,1	
3,10	0,91	0,17	607	B	104,9	53,6	12 (50 mm)	22,7	
3,10	0,91	0,17	607	C	37,2	22,7	17 (50 mm)	21,8	
3	0,60	0,26	735	gewalzt	81,09	46,29	10,1 (100 mm)	9,0	Ledebur n. Riley, St. u. E. 1889, S. 861
3	0,60	0,26	735	gewalzt und geglüht	67,55	47,75	9 (10 mm)	12,0	
3	—	—	unter 826	geglüht	88	73,5	13,5	—	Révillon, R. d. M. 1908, S. 66

3 bis 4 % Nickel, geglüht.

3,15	0,27	0,65	767	kalt gezogen u. 5 Min. bei 700° gegl., a. d. Luft abgekühlt	63,5	46,8	33,5 (50 mm)	62,8	Campbell u. Allen. Proceedings American Soc. Testing Mat. 1911, S. 428
3,15	0,27	0,65	767	,, 750° ,, ,,	62,9	47,4	37,5 (50 mm)	64,4	
3,15	0,27	0,65	767	,, 800° ,, ,,	62,6	44,7	34,5 (50 mm)	50,5	

* Bei vielen Proben ist offenbar zur Bestimmung der Dehnung nicht die normale Meßlänge $11{,}5 \cdot \sqrt{f}$, benutzt worden. Bei einem Teil der Proben ist bei der Dehnung die Meßlänge in Klammern hinzugefügt worden.

** Die Meßlänge $\cong 5{,}6 \cdot \sqrt{f}$.

Zahlentafel 5 (1. Fortsetzung).

Ni %	C %	Mn %	Berechnete Glühtemperatur ° C	Behandlung	F	Fg	D	K	Literaturangabe	Bemerkungen
3,15	0,27	0,65	767	kaltgezogen u. 5 Min. bei 900° gegl., a. d. Luft abgekühlt	60,8	41,9	35,0 (50 mm)	58,7		
3,15	0,27	0,65	767	„ 1000° „ „	61,7	40,9	33,0 (50 mm)	59,7		
3,15	0,27	0,65	767	„ 1100° „ „	62,1	41,4	32,5 (50 mm)	60,5		
3,15	0,27	0,65	767	„ 1200° „ „	65,6	50,4	25,0 (50 mm)	42,3		
3,15	0,27	0,65	767	„ 1250° „ „	65,7	44,5	22,5 (50 mm)	35,0		
3,15	0,27	0,65	767	„ 1300° „ „	67,1	49,0	—	36,2		
3,15	0,27	0,65	767	„ 1350° „ „	69,2	54,3	10,0 (50 mm)	11,5	Campbell u. Allen. Proceedings American Soc. Testing Mat. 1911, S. 428.	
3,15	0,27	0,65	767	„ 610°, im Ofen abgek.	64,0	50,4	32,0 (50 mm)	61,0		
3,15	0,27	0,65	767	„ 700° „ „ „	60,9	42,4	36,0 (50 mm)	59,0		
3,15	0,27	0,65	767	„ 750° „ „ „	60,9	43,2	39,5 (50 mm)	58,8		
3,15	0,27	0,65	767	„ 800° „ „ „	60,0	—	37,0 (50 mm)	54,8		
3,15	0,27	0,65	767	„ 900° „ „ „	59,5	37,4	34,5 (50 mm)	59,5		
3,15	0,27	0,65	767	„ 1000° „ „ „	60,3	36,9	33,0 (50 mm)	55,1		
3,15	0,27	0,65	767	„ 1100° „ „ „	59,4	36,3	35,0 (50 mm)	59,4		
3,15	0,27	0,65	767	„ 1200° „ „ „	58,9	36,1	35,0 (50 mm)	54,9		
3,16	—	—	unter 820	gewalzt	70,3	41,5	15,5	29,5	St. u. E. 1891, S. 264	
3,16	—	—	„ 820	„	71,7	42,2	15,5	26,5		
3,22	0,23	0.61	770	geglüht bei Dunkelrotglut (etwa 530°)	57,29	38,99	24,5 (200 mm)	64		
3,22	0,23	0,61	770	„ „ „ („ 530°	57,92	39,63	21,75 (200 „)	63,2	St. u. E. 1899, S. 1021	
3,22	0,23	0,61	770	geglüht bei Rotglut (etwa 560°)	61,59	45,4	21,75 (200 „)	60,4		
3,22	0,23	0,61	770	„ „ „ „ 560°	59,44	40,9	21,87 (200 „)	59,9		
3,22	0,23	0,61	770	geglüht bei Hellrotglut (etwa 840°)	59,04	41,06	23 (200 „)	62,4		
3,22	0,23	0,61	770	„	58,9	41,48	22 (200 „)	61,8		
3,22	0,23	0,61	770	„	60,95	44,24	22,63 (200 „)	59,9		
3,22	0,23	0,61	770	„	60,47	46,58	23,75 (200 „)	60,7		
3,22	0,23	0,61	770	geglüht bei Weißglut (etwa 1200°)	65,40	42,01	16,25 (200 „)	52,9		
3,22	0,23	0,61	770	„	64,13	42,65	17,75 (200 „)	56,4		
3,22	0,23	0,61	770	„	66,69	51,38	16,5 (200 „)	50,9		
3,22	0,23	0,61	770	„	65,24	48,18	16,5 (200 „)	53,7		
3,22	0,23	0,61	770	gegl. b. heller Weißglut (über 1200°)	64,44	44,08	15 (200 „)	53,8		
3,22	0,23	0,61	770	„	66,03	43,29	17,25 (200 „)	44,3		
3,22	0,23	0,61	770	„	65,40	47,07	16,5 (200 „)	53,7		
3,22	0,23	0,61	770	„	63,97	47,90	13 (200 „)	54,7		
3,265	0,21	0,53	774	geglüht	53,1	33,8	—	—	Bohny, St. u. E. 1909, S. 1438	
3,24	0,35	0,68	753	„	60,6	33,7	—	—		
3,43	0,24	0,66	758	—	61,5	40,2	23,2 (200 mm)	54,4	Waterhouse, Iron Age 1906, S. 490	
3,43	0,24	0,66	758	—	61,6	40,3	23,2 (200 mm)	54,4	Waterhouse, Iron Steel Inst. 1905, II., S. 376	
3,5	0,2	etwa 0,5	768	geschmiedet	59,7	28,7	26	55		
3—4	0,2—0,45	—	814—746	geglüht	70—75	40—45	16—12	50—45	Mars, S. 359	
3,5	0,3	0,5	760	geschmiedet	66,8	42,2	22	48	Waterhouse, Iron Steel Inst. 1905, II, S. 376	
3,5	0,4	0,5	748	„	77,5	50,7	18	40		
3,5	0,5	0,5	729	„	88,0	59,7	13	32		
3,15	0,35	0,63	760	2 Std. b. 650° gegl., a. d. Luft abgek.	65,5	33,0	27,5 (50 mm)	46,3	Fay u. Bierer, Proc. Am. Soc. Test. Mat. 1911, S. 422	

3,15	0,35	0,63	760	2 Std. b. 700° gegl., a. d. Luft abgek.	64,7	33,7	27,5 (50 mm)	49,0	
3,15	0,35	0,63	760	„ 750° „ „ „ „ „	64,5	33,7	27,5 (50 mm)	53,2	
3,15	0,35	0,63	760	„ 800° „ „ „ „ „	66,1	39,4	27,5 (50 mm)	57,7	
3,15	0,35	0,63	760	„ 850° „ „ „ „ „	64,3	34,4	26,5 (50 mm)	56,6	
3,15	0,35	0,63	760	„ 900° „ „ „ „ „	66,0	33,7	26,5 (50 mm)	56,6	
3,15	0,35	0,63	760	„ 950° „ „ „ „ „	67,4	35,8	26,0 (50 mm)	55,1	
3,15	0,35	0,63	760	„ 1000° „ „ „ „ „	66,4	33,0	24,0 (50 mm)	51,8	
3,15	0,35	0,63	760	„ 650° „ langs. i. Ofen „	62,7	33,0	27,5 (50 mm)	58,3	
3,15	0,35	0,63	760	„ 700° „ „ „ „ „	64,3	32,3	27,5 (50 mm)	58,3	
3,15	0,35	0,63	760	„ 750° „ „ „ „ „	60,7	30,9	27,5 (50 mm)	53,5	
3,15	0,35	0,63	760	„ 800° „ „ „ „ „	61,7	35,8	28,0 (50 mm)	54,2	
3,15	0,35	0,63	760	„ 850° „ „ „ „ „	60,4	34,4	28,0 (50 mm)	52,0	
3,15	0,35	0,63	760	„ 900° „ „ „ „ „	62,0	33,7	28,0 (50 mm)	51,5	
3,15	0,35	0,63	760	„ 950° „ „ „ „ „	61,5	32,3	28,0 (50 mm)	52,0	
3,15	0,35	0,63	760	„ 1000° „ „ „ „ „	62,0	30,2	27,5 (50 mm)	51,1	
3,50	0,34	0,60	750	„ 600° „ a. d. Luft „	64,3	39,4	28,0 (50 mm)	54,4	Fay u. Bierer, Proc. Am. Soc.
3,50	0,34	0,60	750	„ 650° „ „ „ „ „	63,3	36,6	29,0 (50 mm)	56,5	Test. Mat. 1911, S. 422.
3,50	0,34	0,60	750	„ 700° „ „ „ „ „	62,8	35,8	29,0 (50 mm)	57,9	
3,50	0,34	0,60	750	„ 750° „ „ „ „ „	61,3	33,0	28,0 (50 mm)	56,3	
3,50	0,34	0,60	750	„ 800° „ „ „ „ „	65,3	33,7	28,0 (50 mm)	55,3	
3,50	0,34	0,60	750	„ 850° „ „ „ „ „	67,1	42,9	27,5 (50 mm)	53,8	
3,50	0,34	0,60	750	„ 900° „ „ „ „ „	66,4	42,9	26,0 (50 mm)	51,4	
3,50	0,34	0,60	750	„ 950° „ „ „ „ „	67,8	45,0	26,5 (50 mm)	50,3	
3,50	0,34	0,60	750	„ 1000° „ „ „ „ „	72,3	36,6	22,5 (50 mm)	50,8	
3,50	0,34	0,60	750	„ 600° „ langs. i. Ofen „	65,2	38,7	28,5 (50 mm)	55,7	
3,50	0,34	0,60	750	„ 600° „ „ „ „ „	66,0	38,7	28,5 (50 mm)	57,6	
3,50	0,34	0,60	750	„ 700° „ „ „ „ „	64,0	38,0	28,5 (50 mm)	58,0	
3,50	0,34	0,60	750	„ 750° „ „ „ „ „	62,5	33,0	28,5 (50 mm)	59,0	
3,50	0,34	0,60	750	„ 800° „ „ „ „ „	63,3	34,4	29,0 (50 mm)	54,0	
3,50	0,34	0,60	750	„ 850° „ „ „ „ „	65,0	39,4	30,0 (50 mm)	54,3	
3,50	0,34	0,60	750	„ 900° „ „ „ „ „	64,5	41,5	28,5 (50 mm)	53,9	
3,50	0,34	0,60	750	„ 950° „ „ „ „ „	63,5	40,1	29,0 (50 mm)	53,7	
3,50	0,34	0,60	750	„ 1000° „ „ „ „ „	65,7	35,8	25,0 (50 mm)	50,0	
3,70	0,28	0,52	753	geglüht bei Dunkelrotglut (etwa 530°)	62.75	34,1	19,5	58.4	
3,70	0,28	0,52	753	geglüht bei Hellrotglut (etwa 840°)	58,31	33,86	23,25	27.6	St. u. E. 1899, S. 1021
3,70	0,28	0,52	753	geglüht bei Weißglut (etwa 1200°)	60,42	34,61	22,25	52,0	
3,70	0,28	0,52	753	gegl. bei heller Weißglut (über 1200°)	65,43	34,91	15,62	32,8	
3,79	0,41		759	gewalzt, i. 1 Std. 25 Min. auf 1000° erhitzt, 25 Min b. 1000° gegl., a. d. Luft abgekühlt = Behandlung A	63,5	34,2	26 (50 mm)	44,75	[1]) S. Rudeloff 1 Siehe Wedding 1 und 2
3,79	0,41		759	gewalzt, in 5½ Std. auf 875° erhitzt, 3 Std. bei 875° geglüht, sehr langsam abgekühlt = Behandlung B	50,3	32,7	28 (50 mm)	49,4	
3,79	0,51	0,013 bis 0,016	740	A	69,7	35,4	21 (50 mm)	39,05	Waterhouse, Iron Steel Inst. 1905, II., S. 376
3·79	0,51		740	B	54,75	29,4	25,5 (50 mm)	46,79	[2]) S. Rudeloff 2
3,76	0,63		706	A	81,2	39,4	16,5 (50 mm)	26,27	
3,76	0,63		706	B	61,4	29,7	23,5 (50 mm)	41,45	[3]) S. Rudeloff 2 und 3
3,81	0,79		639	A	95,3	47,0	14 (50 mm)	21,27	
3,81	0,79		639	B	64,9	28,1	17,5 (50 mm)	30,11	

Ni %	C %	Mn %	Berechnete Glühtemperatur ° C	Behandlung	F	Fg	D	K	Literaturangabe	Bemerkungen
3,79	0,92	0,013 bis 0,016	582	A	109,2	55,1	8 (50 mm)	14,08	Waterhouse Iron Steel Inst. 1905, II, S. 376	
3,79	0,92		582	B	73,2	27,9	15 (50 mm)	22,61		
4	—	0,02	785	geschm., gegl. b. Hellrotglut (etwa 840°)	44,3	32,2	39,2*	—	Wedding, Legierungen des Eisens u. Nickels, S. 50—52	[2]) Siehe Waterhouse 1
4	—	0,02	785	rd. gew., gegl. b. Hellrotglut (etwa 840°)	43,1	30,0	37,3*	—		
3,01	0,05	0,11	818	rund gewalzt = Behandlung A	40,8	29,3	29,9	71	Tabelle 40	
3,01	0,05	0,11	818	rund gew., schnell auf 780° erhitzt, langsam abgekühlt = Behandlung B	40,9	33,8	31,5	74	„ 41	
3,05	0,12	0,11	811	A	43,6	33,1	26,5	64	„ 40	
3,05	0,12	0,11	811	B	42,9	28,6	28,2	64	„ 41	
3,10	0,11	0,16	808	A	44,8	34,4	27,3	61	„ 40	
3,10	0,11	0,16	808	B	43,2	31,8	25,2	66	„ 41	
3,05	0,11	0,42	797	A	64,9	37,7	20,2	51	„ 40	
3,05	0,11	0,42	797	B	63,3	44,2	22,3	55	„ 41	
2,81	0,14	0,32	810	A	46,8	34,4	26,2	63	„ 40	
2,81	0,14	0,32	810	B	46,1	30,5	27,6	66	„ 41	
2,96	0,14	0,36	801	A	47,9	31,8	25,7	59	„ 40	
2,96	0,14	0,36	801	B	47,4	31,8	27,2	61	„ 41	
3,05	0,14	0,33	799	A	48,2	34,4	23,5	53	„ 40	
3,05	0,14	0,33	799	B	47,4	27,9	25,2	60	„ 41	
2,82	0,20	0,28	807	geschmiedet, schnell auf 780° erhitzt, langsam abgekühlt = Behandlung C	48,5	35,4	28,2	58	„ 39	
2,82	0,20	0,28	807	A	48,2	30,6	25,2	63	„ 40	
2,82	0,20	0,28	807	B	48,4	32,5	28,9	64	Rudeloff, 7. Bericht über Untersuchungen von Eisennickellegierungen „ 41	
3,00	0,16	0,54	789	A	50,6	35,7	25,8	66	„ 40	
3,00	0,16	0,54	789	rund gewalzt und geglüht	49,2	38,5	26,5	66	„ 41	
3,23	0,19	0,10	801	A	49,4	33,1	23,2	57	„ 40	
3,23	0,19	0,10	801	B	49,0	33,8	25,9	62	„ 41	
3,23	0,19	0,10	801	C	48,1	34,6	27,7	59	„ 39	
3,05	0,27	0,08	802	A	51,3	36,4	25,0	52	„ 40	[1]) Siehe Waterhouse 1
3,07	0,27	0,14	798	A	52,5	31,8	23,4	57	„ 40	
3,07	0,27	0,14	798	B	51,6	30,6	22,7	58	„ 41	
3,07	0,27	0,14	798	C	53,3	36,1	25,9	51	„ 39	
3,14	0,24	0,54	777	A	55,0	37,0	25,5	63	„ 40	
3,14	0,24	0,54	777	rund gewalzt und geglüht	50,8	38,9	24,4	62	„ 41	
3,22	0,29	0,13	791	A	52,2	34,4	23,3	57	„ 40	
3,22	0,29	0,13	791	B	51,9	31,2	24,3	57	„ 41	
3,09	0,35	0,22	786	C	53,5	37,1	23,6	44	„ 13	
3,06	0,58	0,06	739	A	72,2	33,1	13,6	32	„ 40	
3,06	0,58	0,06	739	B	63,6	35,1	18,6	36	„ 41	[2]) Siehe Waterhouse 2 u. 3
3,13	0,59	0,68	709	A	97,5	53,5	13	39	„ 40	
3,13	0,59	0,68	709	B	87,0	46,8	—	43	„ 41	
3,03	0,62	0,14	733	A	75,8	39,5	14,4	32	„ 40	
3,03	0,62	0,14	733	B	66,9	36,4	15,2	44	„ 41	
3,09	0,67	0,09	715	geschmiedet und geglüht	64,6	38,8	20,4	41	„ 39	[3]) Siehe Waterhouse 3

3,27	0,68	0,40	688	A	94,3	48,4	11,5	32	Tabelle 40
3,27	0,68	0,40	688	B	86,4	46,8	—	38	„ 41
3,27	0,68	0,40	688	C	81,9	46,0	—	41	„ 39
3,03	0,78	0,48	653	geschmiedet, langsam auf 780° erhitzt, sehr langsam abgekühlt	68,4	34,2	21,7	35	Rudeloff, 7. Bericht „ 39
3,03	0,78	0,48	653	A	101,3	52,2	10,0	20	über Untersuchungen von Eisennickellegierungen „ 40
3,03	0,78	0,48	653	rund gewalzt, zieml. langsam auf 800° erhitzt, sehr langsam abgekühlt	83,8	39,0	11,6	30	„ 41
3,03	0,78	0,48	653	zieml. langs. a. 770° erh., schnell. abgek.	79,9	42,9	15,4	39	„ 29
3,05	0,84	0,06	647	A	88,2	42,7	9,4	21	„ 40
3,05	0,84	0,06	647	rund gewalzt und geglüht	71,8	32,5	14,5	33	„ 41
3,20	0,85	0,38	621	B	80,2	41,6	14,7	51	„ 41

Ueber 4 % Nickel, geglüht.

4,25	0,40	0,82	697	geschmiedet und von 800° abgek.	75,5	45,9	20 (50 mm)	33,06	Iron Steel Mag. 1906, S. 105
4,5	—	—	unter 760	geglüht	81	68	17,5	—	Révillon, R. d. M. 1908, S. 66
4,5	härter	—	„ 760	„	87	74	14,5	—	Révillon, R. d. M. 1908, S. 66
4,7	0,22	0,23	729	gewalzt	63,77	39,5	23,4(100 mm)	42,0	Ledebur u. Riley, St. u. E. 1889, S. 861
4,7	0,22	0,23	729	gewalzt und geglüht	63,93	44,09	25,0(100 mm)	44,8	
4,75	0,14	0,68	707	geschmiedet und bei 720° geglüht	57,9	34,4	25,17	67,6	Ergebnis der vorliegenden Arbeit
4,75	0,14	0,68	707	geschmiedet und bei 740° geglüht	54,2	37,2	24,77	66,28	
4,95	0,42	1,03	646	geschmiedet und von 800° abgekühlt	94,6	53,5	2 (50 mm)	3,71	Iron Steel Mag. 1906, S. 105
4—6	0,25—0,45	—	etwa770—650	geglüht	75—85	45—50	15—12	55—45	Mars, S. 359
5	weich		unter 740	geglüht	56	40	20	—	LeChatelier, R.d.M. 1904, S.586
5	weich für Zementat.		„ 740	gegl. b. heller Kirschrotglut (etwa 840°)	44—48	32—36	28—32	—	„ „ „ 584
5	wenig	—	„ 740	geglüht bei 800°, a. d. Luft abgek.	77,3	54,8	18 (50 mm)	38	Longmuir, Iron Steel Inst. 1909, I, S. 387
5	halbhart		etwa 695	geglüht bei Kirschrotglut (etwa 740°)	60—70	38—45	20—25	—	LeChatelier, R.d.M. 1904, S.584
5	„		etwa 695	geglüht bei 900°	62	44	20	—	„ „ „ 587
5	0,50	0,34	673	gewalzt	81,88	48,97	15,6(100 mm)	14	Ledebur u. Riley, St. u. E. 1889, S. 861
5	0,50	0,34	673	gewalzt und geglüht	73,69	51,17	14,0(100 mm)	17	
5	hart		etwa 650	geglüht bei 900°	72	52	15	—	LeChatelier, R.d.M. 1904, S.587
5	—	—	unter 740	geglüht	80	50	13	—	Révillon, R. d. M. 1908, S. 68
5	hart		etwa 650	„	82	56	15	—	LeChatelier, R.d.M. 1904, S.586
5—6	0,05—0,12 f. Zement.		etwa730—675	—	47—55	35—42	30—27	—	Guillet, All. Mét, S. 299
5—6	0,2—0,4	—	etwa720—650	geglüht	60—70	36—42	25—20	—	
6	für Zementation		unter 690	geglüht bei 900°	50	40	25	—	Révillon, R. d. M. 1908, S. 66
6	weich f. Zementation		„ 690	geglüht bei Dunkelrotglut (etwa 530°), an der Luft abgekühlt	50	40	30	74	S. 581
6	„		„ 690	geglüht bei Kirschrotglut (etwa 740°)	50	40	30	75	„ 581
6	weich		„ 690	geglüht	50	39	28	—	LeChatelier, R. d. M. 1904 „ 586
6	halbhart		etwa 650	geglüht bei Dunkelrotglut, an der Luft abgekühlt (etwa 530°)	70	60	25	70	„ 581
6	„		„ 650	geglüht bei Kirschrotglut, an der Luft abgekühlt (etwa 740°)	82	70	18	58	„ 581

* Die Meßlänge $\simeq 5{,}6 \cdot \sqrt{f}$.

Ni %	C %	Mn %	Berechnete Glühtemperatur ° C	Behandlung	F	Fg	D	K	Literaturangabe	Bemerkungen
6	hart		etwa 600	geglüht bei Dunkelrotglut, an der Luft abgekühlt (etwa 530°)	80	70	20	65	S. 581	
6	„		„ 600	geglüht bei Kirschrotglut, an der Luft abgekühlt (etwa 740°)	125	110	11	53	Le Chatelier, R. d. M. 1904 „ 581	
6	extra hart		unter 600	geglüht bei 550 bis 600°	85—95	75—80	12—16	—	„ 584	
6	„ „		„ 600	geglüht bei Kirschrotglut (etwa 740°)	110—135	95—110	6—10	—	„ 584	
				Unter 2 % Nickel, gehärtet oder gehärtet und angelassen.						
1	—	—	unter 894	in Wasser abgeschreckt, bei 900°	55	34	18	—	Le Chatelier, R. d. M. 1904, S. 587	
1—2	0,05—0,15	—	892—853	gehärtet	70—80	50—60	15—10	45—40	Mars, S. 359	
1—2,5	0,3 —0,45	—	874—802	abgeschr. b. Kirschrotglut (740°), angelassen bei 500°	70—90	50—52	16—12	—	Guillet, S. 299	
			Berechnete Härtetemperatur	2 bis 3 % Nickel, gehärtet oder gehärtet und angelassen.						
2	für Zementation		unter 861	abgeschreckt bei 900°, angel. bei 650°	45	35	25	—	S. 66	
2	„		„ 861	abgeschreckt bei 900°	52	38	18	—	Révillon, R. d. M. 1908 „ 66	
2	Zementstahl		etwa 800	gehärtete Seele	60	40	20	74	„ 68	
2	halbhart		„ 817	abgeschreckt und angelassen	80—90	65—80	12—14	—	Le Chatelier, R. d. M. 1904, S. 584	
1,5—3,5	0,2—0,45	—	865—766	zäh veredelt	60—75	35—50	16—12	60—50	Mars, S. 359	
1,5—3,5	0,2—0,45	—	865—766	hart veredelt	75—85	65—75	12—8	—	Mars, S. 359	
2,5	—	—	unter 844	abgeschreckt bei 870°, angel. bei 550°	80,3	66,6	16	38,9	Le Chatelier, R. d. M. 1904, S. 582	
2,5	—	—	„ 844	abgeschreckt bei 870°, angelassen	126,8	120,5	6,6	37,8	„ „ „ 582	
2,82	0,20	0,28	806	in Wasser abgeschreckt bei 780°	108,8	87,5	—	—	Rudeloff, 7. Bericht üb. Untersuch. v. Eisennickellegierung., Tabelle 14	
2,95	0,20	—	unter 817	i. Oel abgeschr. b. 760°, angel. b. 435°	66,0	44,9	27 (50 mm)	59,3	S. 385	
2,95	0,20	—	„ 817	„ „ „ 760°, „ „ 530°	68,9	50,25	27,5 (50 mm)	57,2	„ 385	
2,95	0,20	—	„ 817	„ „ „ 760°, „ „ 630°	67,9	51,1	28,5 (50 mm)	59,1	„ 385	
2,95	0,20	—	„ 817	„ „ „ 760°, „ „ 670°	64,85	47,9	28,0 (50 mm)	59,1	„ 385	
3	wenig	—	unter 826	erhitzt auf 1000°, abgeschreckt	70,0	53,6	25 (50 mm)	61,6	„ 386	
3	„	—	„ 826	bei 1000°, angel. bei 490°	67,0	46,6	26 (50 mm)	63,2	„ 386	
3	„	—	„ 826	erhitzt auf 1000°, abgeschreckt bei 900°, angelassen bei 490°	69,7	52,3	22,5 (50 mm)	64,0	Longmuir, Iron Steel Inst. 1909, I „ 386	
3	„	—	„ 826	erhitzt auf 1000°, abgeschreckt bei 750°, angelassen bei 490°	66,2	47,2	26 (50 mm)	63,2	„ 386	
3	„	—	„ 826	erhitzt auf 800°, abgeschreckt bei 800°, angelassen bei 490°	65,0	44,7	28 (50 mm)	64,0	„ 386	
3	„	—	„ 826	erhitzt auf 1000°, abgeschreckt bei 1000°, angelassen bei 490°	79,6	68,1	15,5 (50 mm)	50,0	„ 386	
2,5—3,5	0,05—0,15	—	841—798	gehärtet	80—90	—	10—7	40—30	Mars, S. 359	
2,95	0,20	—	unter 817	i. Wass. abgeschr. b. 780°, angel. b. 420°	122,8	110,0	10 (50 mm)	42,1	Longmuir, Iron Steel Inst. 1909, I, S. 385	
2,95	0,20	—	„ 817	„ „ „ 780°, „ „ 600°	88,2	80,1	17,5 (50 mm)	57,9		

2,95	0,20	—	unter 817	i. Wass. abgeschr. b. 780°, angel. b. 660°	75,15	59,3	21,5 (50 mm)	54,1	Longmuir Iron Steel Inst. 1909, I, S. 385
2,95	0,20	—	„ 817	„ „ „ 920°, „ „ 460°	94,7	81,15	10,5 (50 mm)	26,6	
2,95	0,20	—	„ 817	„ „ „ 920°, „ „ 550°	100,5	95,5	19,5 (50 mm)	51,1	
2,95	0,20	—	„ 817	„ „ „ 920°, „ „ 550°	97,65	94,4	15,0 (50 mm)	53,4	
3	halbweich		etwa 800	i. Oel abgeschr. b. 900°, angel. b. 550—600°	56	48	20	—	S. 587
3	für Zementation		unter 826	in Oel abgeschreckt	100	76	9	—	„ 586
3	halbhart		etwa 782	geschmiedet, in Oel abgeschreckt bei 900°, angel. bei 550 bis 600°	68	58	15	—	Le Chatelier, R. d. M. 1904
3	„		„ 782	abgeschreckt und angelassen	85—105	66—86	14—11	—	„ 587 „ 584
3,02	0,24	0,44	785	i. Wass. abgeschr. b. 780°, angel. b. 400°	86,7	79,4	13	59,3	Ergebnis d. vorliegenden Arbeit
3	—	—	unter 826	abgeschreckt und angelassen	105,5	87,6	10,2	—	Révillon, d. d. M. 1908, S. 66.
3,05	0,06	0,11	815	in Wasser abgeschr. b. 850°, angel. bei 400° = Behandlung D	52,1	41,6	37 (50 mm)	78,4	McWilliam u. Barnes, Iron Steel Inst. 1911, I, S. 269; Deutsch Metallurgie 1911, S. 693
3,05	0,06	0,11	815	in Wasser abgeschr. bei 850°, angel. bei 500° = Behandlung E	49,9	36,5	37,5 (50 mm)	76,8	
3,05	0,06	0,11	815	in Wasser abgeschr. bei 850°, angel. bei 650° = Behandlung F	49,0	36,5	37 (50 mm)	77,9	
2,93	0,12	0,13	814	D	56,4	44,1	34 (50 mm)	77,4	
2,93	0,12	0,13	814	E	54,2	39,4	33,5 (50 mm)	76,4	
2,93	0,12	0,13	814	F	51,8	36,2	36 (50 mm)	76,4	
2,90	0,28	0,15	802	D	72,4	58,0	27 (50 mm)	67,4	
2,90	0,28	0,15	802	E	70,9	54,2	28,5 (50 mm)	68,5	
2,90	0,28	0,15	802	F	60,8	44,7	33 (50 mm)	70,8	
3,15	0,30	0,13	793	D	78,8	60,5	24 (50 mm)	63,5	
3,15	0,30	0,13	793	E	79,4	56,7	24 (50 mm)	58,4	
3,15	0,30	0,13	793	F	63,3	46,0	27,5 (50 mm)	63,9	
2,92	0,47	0,14	778	D	104,9	76,9	18 (50 mm)	54,6	
2,92	0,47	0,14	778	E	95,1	66,8	19 (50 mm)	53,7	
2,92	0,47	0,14	778	F	74,0	52,9	26 (50 mm)	58,2	
2,96	0,67	0,19	714	D	143,0	125,0	13 (50 mm)	45,1	
2,96	0,67	0,19	714	E	117,8	92,9	14,5 (50 mm)	39,7	
2,96	0,67	0,19	714	F	82,5	64,6	21 (50 mm)	49,6	
2,98	0,74	0,19	686	D	152,5	146,8	10 (50 mm)	30,3	
2,98	0,74	0,19	686	E	129,8	108,7	12 (50 mm)	32,9	
2,98	0,74	0,19	686	F	88,5	73,1	18,5 (50 mm)	43,5	
3,10	0,91	0,17	607	D	166,9	148,1	8 (50 mm)	17,6	
3,10	0,91	0,17	607	E	140,0	115,9	12 (50 mm)	30,0	
3,10	0,91	0,17	607	F	91,7	74,0	17 (50 mm)	39,2	
3,23	0,19	0,10	801	in Wasser abgeschreckt bei 780°	121,1	93,6	—	19	Rudeloff, 7. Bericht üb. Untersuch. v. Eisennickellegierung. Tabelle 14
3,15	0,27	0,65	767	i. Oel abgeschr. b. 900°, angel. b. 150°	155,7	117,8	14 (50 mm)	35	Campbell u. Allen, Proceedings American Soc. Testing Mat. 1911, S. 428
3,15	0,27	0,65	767	„ „ „ 900°, „ „ 175°	152,5	113,5	15 (50 mm)	38	
3,15	0,27	0,65	767	„ „ „ 900°, „ „ 200°	155,8	129,0	14,5 (50 mm)	54,6	
3,15	0,27	0,65	767	„ „ „ 900°, „ „ 300°	129,3	112,1	14 (50 mm)	55,7	
3,15	0,27	0,65	767	„ „ „ 900°, „ „ 400°	110,8	100,3	16 (50 mm)	61,6	
3,15	0,27	0,65	767	„ „ „ 900°, „ „ 500°	90,4	82,4	20 (50 mm)	62,9	
3,15	0,27	0,65	767	„ „ „ 900°, „ „ 600°	74,7	69,4	25 (50 mm)	67,8	

Zahlentafel 5 (4. Fortsetzung).

Ni %	C %	Mn %	Berechnete Härtetemperatur ° C	Behandlung	F	Fg	D	K	Literaturangabe	Bemerkungen
3,15	0,27	0,65	767	i. Oel abgeschr. b. 900°, angel. b. 650°	66,5	51,3	30 (50 mm)	68,9	Campbell u. Allen, Proceedings American Soc. Testing Mat. 1911, S. 428.	
3,15	0,27	0,65	767	i. Wass. abgeschr. b. 900°, angel. b. 150°	161,7	144,7	15 (50 mm)	45		
3,15	0,27	0,65	767	„ „ „ 900°, „ „ 175°	154,4	128,9	15 (50 mm)	47		
3,15	0,27	0,65	767	„ „ „ 900°, „ „ 200°	164,3	137,7	12 (50 mm)	54		
3,15	0,27	0,65	767	„ „ „ 900°, „ „ 300°	132,9	116,7	14 (50 mm)	58,8		
3,15	0,27	0,65	767	„ „ „ 900°, „ „ 400°	108,0	98,3	15,5 (50 mm)	59,9		
3,15	0,27	0,65	767	„ „ „ 900°, „ „ 500°	89,1	79,2	19 (50 mm)	62,7		
3,15	0,27	0,65	767	„ „ „ 900°, „ „ 600°	74,0	64,6	26 (50 mm)	68,5		
3,15	0,27	0,65	767	„ „ „ 900°, „ „ 650°	65,9	49,4	30 (50 mm)	69		
3—4	0,2—0,45	—	814—746	zäh veredelt	75—85	45—55	12—8	60—50	Mars, S. 359	
3—4	0,2—0,45	—	814—746	hart veredelt	85—95	65—75	10—6	—	Mars, S. 359	
3,15	0,35	0,63	760	i. Oel abgeschr. b. 650°, angel. b. 600°	65,4	35,8	28 (50 mm)	57,9		
3,15	0,35	0,63	760	„ „ „ 700°, „ „ 600°	61,0	33,0	28 (50 mm)	60,5		
3,15	0,35	0,63	760	„ „ „ 750°, „ „ 600°	63,7	35,2	27,5 (50 mm)	64,7		
3,15	0,35	0,63	760	„ „ „ 800°, „ „ 600°	69,4	44,1	26 (50 mm)	63,6	Fay u. Bierer, Proc. Am. Soc. Test. Mat. 1911, S. 422	
3,15	0,35	0,63	760	„ „ „ 850°, „ „ 600°	72,5	46,4	26 (50 mm)	64,1		
3,15	0,35	0,63	760	„ „ „ 900°, „ „ 600°	68,0	43,6	26,5 (50 mm)	62,3		
3,15	0,35	0,63	760	„ „ „ 950°, „ „ 600°	69,5	43,6	26,5 (50 mm)	61,8		
3,15	0,35	0,63	760	„ „ 1000°, „ „ 600°	67,8	39,4	26,5 (50 mm)	61,6		
				3 bis 4 % Nickel, gehärtet oder gehärtet und angelassen.						
3,50	0,34	0,60	750	i. Oel abgeschr. b. 600°, angel. b. 600°	64,3	39,4	28,5 (50 mm)	57,1		
3,50	0,34	0,60	750	„ „ „ 650°, „ „ 600°	64,3	37,2	28,5 (50 mm)	58,1		
3,50	0,34	0,60	750	„ „ „ 700°, „ „ 600°	63,4	37,2	28,5 (50 mm)	59		
3,50	0,34	0,60	750	„ „ „ 750°, „ „ 600°	61,7	32,3	28,5 (50 mm)	59,3		
3,50	0,34	0,60	750	„ „ „ 800°, „ „ 600°	66,0	37.2	28 (50 mm)	61.7	Fay u. Bierer, Proc. Am. Soc. Test. Mat. 1911, S. 422	
3,50	0,34	0,60	750	„ „ „ 850°, „ „ 600°	71,0	48,5	27,5 (50 mm)	63,4		
3,50	0,34	0,60	750	„ „ „ 900°, „ „ 600°	71,0	48,5	27,5 (50 mm)	65,4		
3,50	0,34	0,60	750	„ „ „ 950°, „ „ 600°	71,3	50,6	27 (50 mm)	64,5		
3,50	0,34	0,60	750	„ „ 1000°, „ „ 600°	73,8	49,9	25,5 (50 mm)	64,3		
				Ueber 4 % Nickel, gehärtet oder gehärtet und angelassen.						
4,5	—	—	unter 760	abgeschreckt und angelassen	110,2	89,4	12,6	—	Révillon, R. d. M. 1908, S. 66	
4,5	—	—	„ 760	abgeschreckt bei 850°, angelassen bei 600° und abgeschreckt	130	116	8,5	—		
4,5	härter		„ 760	abgeschreckt und angelassen	113	92,7	8,8	—		
4,5	„		„ 760	abgeschreckt bei 850°, angelassen bei 600° und abgeschreckt	120	111	7,5	—		
5	wenig	—	„ 740	erhitzt auf 1000°, in Oel abgeschr. bei 1000°, angelassen bei 490°	119,6	102	12.5 (50 mm)	43,6	Longmuir, Iron Steel Inst 1909, I, S. 387	
5	„	—	„ 740	erhitzt auf 1000°, in Oel abgeschr. bei 1000°, angelassen bei 490°	111,6	107,7	10 (50 mm)	37,6		

5	wenig	—	unter 740	erhitzt auf 1000°, in Oel abgeschr. bei 900°, angelassen bei 490°	110,2	105,2	12,5 (50 mm)	45,2		
5	„	—	„ 740	erhitzt auf 1000°, in Oel abgeschr. bei 750°, angelassen bei 490°	130	—	1,5 (50 mm)	0,4	Longmuir, Iron Steel Inst. 1909, I, S. 387	
5	„	—	„ 740	erhitzt auf 800°, in Oel abgeschr. bei 800°, angelassen bei 490°	123,4	102,5	3 (50 mm)	2,5		
4—6	0,05—0,15	—	etwa784—683	gehärtet	90—100	—	—	—	Mars, S. 359	
5	weich		unter 740	in Oel abgeschreckt	120	82	7	—	Le Chatelier, R. d. M. 1904, S. 586	
4—6	0,25—0,45	—	etwa770—650	zäh veredelt	85—95	50—55	12—8	60—50	Mars, S. 359	
4—6	0,25—0,45	—	„ 770—650	hart veredelt	95—110	65—75	10—6	—	Mars, S. 359	
5	halbhart		etwa 695	i. Oel abgeschr. b. 850°, angel. b. 550—600°	72	62	15	—		S. 587
5	„		695	abgeschreckt und angelassen	90—110	70—90	15—12	—		„ 584
5	hart		„ 650	i. Oel abgeschr. b. 850°, angel. b. 550—600°	85	75	12	—	Le Chatelier,	„ 587
5	„		„ 650	abgeschreckt in Oel	105	70	10	—	R. d. M. 1904	„ 586
5	„		„ 650	abgeschreckt in Wasser	135	80	9	—		„ 586
6	weich f. Zementation		nuter 690	erhitzt auf helle Kirschrotglut (etwa 840°), abgeschreckt in Wasser	80	70	13	67		„ 581
6	für Zementation		„ 690	abgeschreckt bei 900°	90	—	10	—	Revillon, R. d. M. 1908, S. 66	
6	„		„ 690	abgeschreckt bei 900°, angel. bei 650°	60	50	20	—	Revillon, R. d. M. 1908, S. 66	
6	weich		„ 690	in Wasser abgeschreckt	115	94	10	—		S. 586
6	halbhart		etwa 650	erhitzt auf helle Kirschrotglut	125	110	10	55	Le Chatelier,	„ 581
6	hart		„ 600	(etwa 840°), abgeschr. i. Wasser	140	125	10	50	R. d. M. 1904	„ 581

Eisen, oder, wie bei Mc William und Barnes,* Fay und Bierer* und Campbell und Allen* der Bestimmung des Einflusses verschiedener Wärmebehandlungen auf Nickelstähle. Die Stähle von Mc William und Barnes lassen schon erkennen, in wie weiten Grenzen sich die Eigenschaften eines Stahls durch Wärmebehandlung verändern lassen. Bis zu einem Kohlenstoffgehalt von 0,47 % ist das Ergebnis der Behandlung B eine höhere Fließgrenze als bei Behandlung C, ohne daß Dehnung und Kontraktion dabei geringer sind. Erst bei einem höheren Kohlenstoffgehalt ist teilweise neben der hohen Fließgrenze eine geringere Dehnung und Kontraktion festzustellen. Ein Vergleich einiger der zweckmäßiger behandelten Proben von Wedding und Rudeloff mit denen von Waterhouse läßt übrigens erkennen, daß tatsächlich bei den Proben Waterhouses die Fließgrenze ungewöhnlich niedrig liegt.

Unterzieht man nun einmal die sämtlichen Angaben über die Wärmebehandlung, besonders diejenigen über das Glühen des Stahls, was in erster Linie im Rahmen dieser Arbeit behandelt werden soll, einer kritischen Betrachtung, so fallen dabei folgende Punkte auf:

1. Bei sehr vielen Proben sind genaue Angaben über die Glühtemperatur nicht gemacht; daraus darf allerdings wohl noch nicht geschlossen werden, daß in allen diesen Fällen keine genauen Temperaturmessungen vorgenommen sind.

2. Glühtemperaturen unter 800 ° C kommen außer bei den Versuchen von Rudeloff, Fay und Bierer und Campbell und Allen, und den von Le Chatelier angegebenen Stählen ziemlich selten zur Anwendung.

3. Bei einzelnen neueren Arbeiten, die den Einfluß der Wärmebehandlung auf die Materialeigenschaften zum Gegenstand haben, wird die gleiche Wärmebehandlung auf Materialien verschiedenster chemischen Zusammensetzung angewandt.

Das hat nun nicht seine Ursache darin, daß man sich noch ganz im Unklaren über die zu wählende Wärmebehandlung wäre. Es ist vielfach in der Literatur darauf hingewiesen worden, daß als geeignete Glühtemperatur eine wenig oberhalb des sogenannten oberen Haltepunktes, Ar_3 bzw. Ac_3, gelegene Temperatur zu gelten hat. Es ist das der Punkt, bei dem während der Abkühlung — Punkt Ar_3 — aus der festen Lösung des Zementits, Fe_3C, im Eisen die Auskristallisation des Ferrits, Fe, beginnt, die beim unteren Haltepunkt — Punkt Ar_1 — beendet ist. Bei der Erhitzung ist die Bedeutung dieser Punkte die, daß beim unteren Haltepunkte — Punkt Ac_1 — die Lösung des Ferrits beginnt, die beim oberen Haltepunkt — Punkt Ac_3 — beendet ist. Die Lage der Punkte Ar_3 und Ac_3 ist in hohem Maße mit der chemischen Zusammensetzung veränderlich. Neuerdings hat Oberhoffer** wieder darauf hingewiesen, daß es beim Glühen von Eisen

* Literaturangabe s. Tabelle 5.

** Oberhoffer: Ueber die Bedeutung des Glühens von Stahlformguß. Stahl und Eisen 1912, S. 898.

und Stahl zweckmäßig ist, den oberen Haltepunkt in nicht zu weiten Grenzen innezuhalten. Auch für die Nickelstähle ist diese Bedeutung des oberen Haltepunktes, die überhaupt bis zu einem gewissen Kohlenstoffgehalt allgemein gültig ist, nicht mehr unbekannt. Besondere Hinweise darauf finden sich unter anderen neuerdings wieder bei Campbell und Allen. Eine Schwierigkeit, die sich aber der zweckmäßigen Wärmebehandlung der perlitischen Nickelstähle entgegenstellt, ist die ungenügende Kenntnis der Lage der Punkte Ar_3 bzw. Ac_3 für diese Stähle, oder, was dasselbe bedeutet, der Veränderlichkeit dieser Punkte des Eisenkohlenstoffdiagramms durch die verschiedenen Mangan- und Nickelgehalte der technischen Nickelstähle.

Eine Arbeit Osmonds* über diesen Gegenstand hatte folgendes Ergebnis:

% C	% Ni	Ar_3
etwa 0,16	—	820 °
„ 0,16	0,27	775 °—765 °
„ 0,16	0,94	755 °—745 °
„ 0,16	3,82	645 °—635 ° (Ar_{3-2})

Boudouard** kam durch Messung des elektrischen Widerstands seiner Proben zu folgenden Werten:

C	Ni	Mn	Si	Oberer Umwandlungspunkt A_3 Erhitzung	A_3 Abkühlung
0,07	2,23	0,025	0,070	860 °	830 °
0,125	5,23	0,015	0,046	770 °	710 °
0,125	7,13	0,20	0,050	690 °	650 °

Waterhouse† ermittelte in seinen Abkühlungskurven folgende Werte:

C	Ni	Ac_{2-3}	Ar_{3-2}
0,41	3,79	744	653—638
0,51	3,79	734	640

Aus seinen Ergebnissen schließt Waterhouse, daß durch je 1 % Nickel die Temperatur der Haltepunkte der Eisenkohlenstofflegierungen um 20 ° C erniedrigt werden.

In den Abkühlungskurven von Mc William†† und Barnes†† sind folgende Werte angegeben oder lassen sich aus den Kurven entnehmen:

C	Ni	Mn	Ac_3 Ende	Ac_3 Max.	Ar_3 Beginn	Ar_3 Max.
0,06	3,05	0,11	etwa 830	796	etwa 746	728
0,12	2,93	0,13	„ 814	etwa 747	„ 736	718
0,28	2,90	0,15	„ 780	„ 736	„ 734	694
0,30	3,15	0,13	„ 774	„ 728	„ 730	676
0,47	2,92	0,14	—	703 (1—2—3)		654 (2—3)
0,67	2,96	0,19	—	704 (1—2—3)		637 (1—2—3)
0,74	2,98	0,19	—	706 (1—2—3)		631 (1—2—3)
0,91	3,10	0,17	—	705 (1—2—3)		626 (1—2—3)

Aus neuester Zeit liegen Ermittelungen von Campbell und Allen* über die Haltepunkte eines Stahls mit 3,15 % Nickel, 0,27 % Kohlenstoff und 0,65 % Mangan vor. Sie fanden folgende Werte:

Ac_1	beginnt	670 ° C	max.	695 ° C	
Ac_{2-3}	„	725 ° C	„	750 ° C	Ende 780 (?)
Ar_3	„	795 ° C (?)	„	760 ° C	
Ar_2	„	725 ° C	„	(705) 660 ° C	
Ar_1	„	630 ° C	„	590 ° C	

Da der Mangangehalt der technischen perlitischen Nickelstähle nicht selten 1 % erreicht, so ist die Kenntnis des Einflusses eines Mangangehalts auf den oberen Haltepunkt ebenfalls erforderlich. Hierüber sind indessen nur wenige Ergebnisse vorhanden. Osmond** fand bei seinen Abkühlungskurven folgende Werte:

C	Mn	Si	Ar_{3-2} Beginn	Ar_{3-2} Max.	Ar_{3-2} Ende
0,29	0,27	0,06	780	720—715	690
0,32	0,50	0,05	740	705—697	660
0,42	1,00	0,035	725	655 ?	—
0,46	1,08	0,07	725 ?	658 ?	—

Eine Untersuchung Arnolds† hatte folgendes Ergebnis:

C	Mn	Si	Ar_3 Beginn
0,10	1,29	0,37	775

Einer neueren Untersuchung Osmonds†† aus dem Jahre 1897 entstammen die folgenden Werte:

C	Mn	Si	Ar_3
0,29	0,27	0,06	800—715
0,32	0,50	0,05	760—690
0,42	1,00	0,03	725—690
0,46	1,08	0,07	720—643

Endlich macht Howe§ noch die folgenden auf thermischem Wege gefundenen Angaben:

C	Si	Mn	Ac_3 (Ende)	Ar_3 (Beginn)	Bereich
0,027	—	0,259	920° C	882	38°
0,214	—	0,053	865	814	51
0,40	0,103	0,161	828	754	74
0,92	0,14	0,14	790	—	—
0,16	—	1,16	878	780 (?)	98
0,46	0,095	1,215	820 (?)	750 (?)	70

Alle angegebenen Daten, mit Ausnahme derjenigen Boudouards, sind vermittels der Abkühlungskurve gewonnen, und demgemäß haften ihnen auch alle Mängel dieses Verfahrens an. Da alle inneren Umwandlungen im Eisen während seiner Abkühlung und Erhitzung von einer Wärmetönung begleitet sein müssen, so erscheint ja zunächst die Abkühlungskurve als das geeignetste Mittel zur Feststellung der Lage der Umwandlungstemperaturen. Es ist

* Osmond: Comptes rendus 1894, Bd. 118, S. 533.
** Revue de Métallurgie 1904, S. 80, und Guillet: Alliages métalliques, S. 284.
† I. St. Inst. 1905, II, S. 376.
†† l. c

* l. c.
** I. St. Inst. 1890, S. 38.
† I. St. Inst. 1894, I, S. 107.
†† Guillet: Alliages métalliques, S. 310.
§ Proc. Am. Inst. for Testing Materials 1911, S. 262.

aber dabei in Betracht zu ziehen, wie weit das, was sich aus der Abkühlungskurve auf die inneren Umwandlungen einer Probe schließen läßt, wahrscheinlich mit den wirklichen Vorgängen übereinstimmt. Schon im Jahre 1899 machte Osmond* auf verschiedene Mängel des thermischen Verfahrens aufmerksam. Er führt darüber folgendes aus:

1. Wahrscheinlich vollziehen sich die bei den kritischen Temperaturen auftretenden Umwandlungen allmählich. Das scheint wenigstens so und würde auch so scheinen, selbst wenn es nicht so wäre, da während der Dauer der Abkühlung die verschiedenen Stellen der Probe verschiedene Temperatur haben. Bestimmte Grenzen sind also für die Umwandlungen nicht festzulegen.
2. Während bei den kritischen Punkten die Abkühlung des Metalls verzögert wird, schreitet die der Umgebung fort. Einer verzögerten Abkühlung muß also stets eine beschleunigte folgen. Da gegen Ende der kritischen Zone die verzögernden und beschleunigenden Einflüsse sich aufheben, so muß jede Abkühlungskurve das Ende der Umwandlung zu hoch anzeigen.

Zu diesen Ausführungen ließe sich noch hinzufügen, daß aus dem gleichen Grunde, nämlich wegen eines solchen Temperaturausgleichs zwischen der Schmelze und ihrer Umgebung bei der beginnenden Wärmeentwicklung, die Abkühlungskurve den Beginn einer Umwandlung zu tief anzeigen muß.

Die Genauigkeit der thermischen Analyse ist außerdem verschieden für verschiedene Arten von Umwandlungen, die sich in folgender Weise unterscheiden lassen. Während einige Umwandlungen, wie das Erstarren von Elementen oder die Bildung eines Eutektikums bei einem kritischen Punkt, d. h. einer bestimmten Temperatur, stattfinden, gehen andere in einem kritischen Bereich vor sich, d. h. sie vollziehen sich allmählich, während die Probe in einem bestimmten Temperaturbereich, der mit der Zusammensetzung veränderlich ist, abkühlt. Von dieser Art ist auch die A_3-Umwandlung der Eisenkohlenstofflegierungen, die Ausscheidung des Ferrits aus der festen Lösung des Zementits, Fe_3C, im Eisen bei der Abkühlung und der umgekehrte Vorgang bei der Erhitzung. Wenn eine Probe einer Eisenkohlenstofflegierung mit einem Kohlenstoffgehalt unter 0,95 %** nach der Erstarrung weiter abkühlt, so befindet sich zunächst die ganze Probe im Zustande der homogenen festen Lösung, die man als Austenit bezeichnet. Bei einer für jede Probe bestimmten Temperatur, die mit steigendem Kohlenstoffgehalt abnimmt, beginnt die Ausscheidung des Ferrits, zunächst natürlich mit einzelnen Kristallen und setzt sich dann mit fortschreitender Abkühlung so lange fort, bis bei einer allen Proben gemeinsamen Temperatur die Konzentration der zurückbleibenden festen Lösung der Mutterlauge 0,95 % Kohlenstoff erreicht hat. Bei dieser Temperatur geht die feste Lösung in das Eutektikum Perlit über. Natürlich sind schon die ersten vereinzelten Ferritabscheidungen von einer Wärmeabgabe begleitet, die sich darin äußern muß, daß die fortschreitende Abkühlung der Probe durch sie verzögert wird. Diese Verzögerung erstreckt sich dann über einen größeren Temperaturbereich, der bei Eisenkohlenstofflegierungen mit geringem Kohlenstoffgehalt 200 ° C betragen kann, bis die Ferritausscheidung beendet ist. Beachtet man nun, was Osmond über diesen Gegenstand sagt, so ist es wohl zu verstehen, daß die ersten geringen Ferritabscheidungen von einer so geringen Wärmeabgabe begleitet sind, daß diese keine Spuren in der Abkühlungskurve hinterläßt. Der Beginn der Wärmeabgabe ist um so schwerer zu erkennen, je langsamer sie beginnt, je langsamer also die Probe abkühlt, während anderseits eine beschleunigte Abkühlung wegen des Temperaturausgleichs der Probe mit ihrer schnell erkaltenden Umgebung den Eintritt einer wahrnehmbaren Wärmeabgabe zu spät erfolgen läßt. Besonders schwierig gestaltet sich die Feststellung des Beginns der Ferritausscheidung für Proben mit höherem Kohlenstoffgehalt, da, je geringer die Abweichung ihres Kohlenstoffgehalts von der Grenze von 0,95 % ist, um so kleiner die Ferritmenge wird, die bis zur Erreichung jener Konzentration abzuscheiden ist, um so kleiner also auch die Wärmeabgabe im Gefolge dieser Abscheidung.

Berücksichtigt man ferner den Umstand, auf den Roberts-Austen* aufmerksam macht, daß nämlich bei niedrigen Temperaturen die Wärmeentwicklung in der Probe, selbst wenn sie sehr beträchtlich ist, weniger plötzlich erfolgt als bei höheren Temperaturen, weil das Eisen bei der niedrigeren Temperatur weniger bewegungsfähig ist, d. h. also mit anderen Worten das Auftreten von Unterkühlungen, so wird es verständlich, daß den Ergebnissen der Abkühlungskurve bezüglich der A_3-Umwandlung ein ziemlicher Grad von Ungenauigkeit anhaften muß. Die Bestimmung des Beginns der Wärmeentwicklung bei dieser Umwandlung unterliegt bei einem niedrigen Kohlenstoffgehalt der Probe sehr dem subjektiven Ermessen, während sie bei einem über 0,3 % hinausgehenden Kohlenstoffgehalt kaum noch möglich ist. Tatsächlich lassen die über diesen Gegenstand veröffentlichten Abkühlungskurven das auch erkennen.** Mit den entsprechenden Abänderungen gilt das über die Abkühlungskurve Gesagte natürlich auch für die Erhitzungskurven.

Die oben angeführten Nachteile der sogenannten „thermischen Analyse" haben dazu geführt, daß

---

* Osmond: „What is the inferior limit of the point A_3?" The Metallographist 1899, S. 169; Stahl und Eisen 1900, II, S. 988.

** Heyn: Mikroskopische Untersuchungen von Eisenlegierungen. Verhandl. d. Ver. z. Beförd. d. Gewerbfl. 1904, S. 355.

* Roberts-Austen: Fifth Report of the Alloys Research Committee. The Metallographist 1899, II, S. 186.

** Goerens und Meyer: Bestimmung der Umwandlungslinie des γ-Eisens in β- bzw. α-Eisen. Metallurgie 1910, S. 307.

man vielfach ihre Ergebnisse mit denen einer genaueren Methode, nämlich der sogenannten „mikrographischen Analyse“ geprüft und verglichen hat. Der Grundgedanke dieses Verfahrens ist der, daß man den Zustand von Probestücken bei verschiedenen Temperaturen durch Abschrecken festhält und diesen Zustand dann mikrographisch bestimmt. Für eine systematische Bestimmung der Temperaturen der beginnenden Ferritabscheidung bei Eisen-Kohlenstofflegierungen ist dieses Verfahren von Goerens und Meyer* benutzt worden. Bei der Ausführung der Versuche waren indessen noch einige Punkte, die zu Fehlern Anlaß geben konnten, zu beachten. Um eine möglichst vollkommene Unterkühlung der Proben, welche das der Abschrecktemperatur entsprechende stabile Gleichgewicht der Gefügebestandteile in labiler Form darstellt, zu erzielen, wurden die Proben sehr klein gewählt. Eine unvollkommene Unterkühlung zeigte sich zwar darin, daß die feste Lösung, die als Austenit bei hohen Temperaturen besteht, nach der Abschreckung in Form der Uebergangsprodukte Martensit und Troostit erhalten wurde, doch dürften diese Formen der festen Lösung insofern entsprechen, als sie den gleichen Raum und die gleiche Verteilung wie sie einnehmen. Zur Erzielung des der Abschrecktemperatur entsprechenden Gleichgewichts der Phasen wurden die Proben bis zu einer Temperatur, die die beginnende A_3-Umwandlung sicher übersteigt, erhitzt und dann auf die betreffende Versuchstemperatur abgekühlt und abgeschreckt. Es zeigte sich aber, daß sich das Gleichgewicht der Gefügebestandteile nicht unmittelbar nach Erreichung der Versuchstemperatur einstellte, daß es jedoch praktisch erreicht war, wenn die Abschrecktemperatur 15 Minuten konstant erhalten wurde.

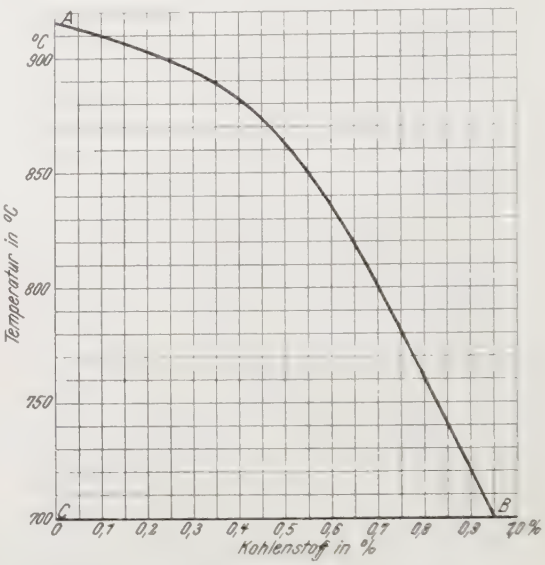
In Fig. 1 stellt die Linie A—B die Temperaturen der beginnenden Ferritausscheidung nach Goerens und Meyer dar. C—B ist die Perlitlinie; sie bezeichnet die Temperatur, bei der die auf 0,95 % Kohlenstoff angereicherte feste Lösung in das Eutektikum Perlit übergeht.

In vorliegender Arbeit sollte in der von Goerens und Meyer angegebenen Weise unter Zugrundelegung ihrer Ergebnisse festgestellt werden, in welcher Weise ein Mangan- und Nickelgehalt die Temperaturen der beginnenden Ferritabscheidung beeinflußt. Es wurden demgemäß kleine Probestückchen mit Blumendraht an einem stärkeren Draht befestigt, in einem Salzbade zum Schutze gegen Oxydation erhitzt, bis die ganze Probe aus fester Lösung bestehen mußte, auf die Versuchstemperatur abgekühlt und nach einiger Zeit abgeschreckt. Als Salzbad dienten Schmelzen eines Gemisches von 77,75 Teilen $BaCl_2$ und 22,25 Teilen NaCl mit einem Schmelzpunkt von 635 ° C oder von 51 Teilen $BaCl_2$ und 49 Teilen $CaCl_2$ mit einem Schmelzpunkt von 590 ° C.**

* l. c.

** Landolt-Börnstein: Physikalisch-chemische Tabellen 1912, S. 293.

Das Mangan bildet mit dem Eisen eine ununterbrochene Reihe von Mischkristallen, die nach beendeter Erstarrung homogen sind und Mangan und Eisen zusammen wie ein Element auftreten lassen. Nickel ist im Eisen vollkommen löslich und verhält sich mit dem Eisen zusammen schon beim Erstarren und Schmelzen wie ein Metall. Beide können daher die Vorgänge, die bei der Ferritausscheidung in Eisenkohlenstofflegierungen auftreten, nicht qualitativ, sondern nur quantitativ beeinflussen. Es ist also genau wie bei reinen Eisenkohlenstofflegierungen



Figur 1. Kurve der beginnenden Ferritabscheidung nach Goerens und Meyer.

ein Mikrophotogramm einer abgeschreckten Probe in folgender Weise zu deuten:

1. Die Abschrecktemperatur lag oberhalb der Temperatur der A_3-Umwandlung, wenn das Gefüge der ganzen Probe nur aus abgeschreckter fester Lösung, hier kurz mit Martensit bezeichnet, besteht.

2. Die Abschrecktemperatur lag bei der Temperatur des Beginns dieser Umwandlung, wenn sich im Martensit des Gefüges erste geringe Ferritausscheidungen finden.

3. Je tiefer die Abschrecktemperatur unter der des Beginns der Ferritausscheidung lag, desto größer ist der Flächenanteil dieser Ausscheidungen am Schliffbild.

Sowohl Nickel wie Mangan erniedrigen den Haltepunkt A_3, d. h. sie wirken der Abscheidung des Ferrits aus der festen Lösung entgegen. Diesem Umstand ist dadurch Rechnung getragen worden, daß die Proben vor dem Abschrecken mindestens 20 Minuten bei der Versuchstemperatur erhalten wurden.

Um mit möglichster Sicherheit den Beginn der Ferritabscheidung in den Proben feststellen zu können, war es erwünscht, daß diese beginnende Abscheidung nicht in Gestalt vereinzelter großen Körner, sondern sehr vieler kleinen Körner erfolgte, damit

in der Schliffebene der Probe mit größerer Wahrscheinlichkeit einzelne dieser Körner geschnitten wurden. Eine derartige Ausbildung der Körner wird aber, wie weiter unten noch näher erläutert werden soll, dadurch begünstigt, daß man die Höchsttemperatur, auf die die Probe erhitzt werden soll, nicht unnötig hoch wählt und die Probe nicht zu lange bei dieser Temperatur erhält, bzw. daß man die Erhitzung der Probe auf die Höchsttemperatur und die Abkühlung auf die Versuchstemperatur nicht unnötig verzögert. Die Befolgung dieser Vorsichtsmaßregel hatte allerdings, wie sich dann zeigte, den Nachteil zur Folge, daß die Ferritausscheidung teilweise in so feinen Körnern erfolgte, daß zu ihrer mikroskopischen Feststellung starke Vergrößerungen angewandt werden mußten.

Das Versuchsmaterial wurde nicht im Tiegel erschmolzen, sondern es wurde eine Reihe von Proben dazu gewählt, die möglichst bearbeiteten Stücken entnommen waren, was eine größere Gleichmäßigkeit im Bereich der zu den Versuchen erforderlichen kleinen Probestücke gewährleisten sollte. Folgendes Probematerial kam zur Verwendung:

Für die Feststellung des Einflusses des Mangans:

Nr.	C	Mn	Si	P	S	Zustand
1	0,35	0,91	0,075	0,04	0,035	geschmiedet
2	0,54	0,60	nicht bestimmt			,,
3	0,63	0,26	0,23	0,012	0,027	,,
4	0,68	0,96	nicht bestimmt			,,

Für die Feststellung des Einflusses des Nickels:

Nr.	C	Ni	Mn	Si	P	S	Cu	Cr	Zustand
5	0,10	5,48	0,52	0,17	0,011	0,02	0,10	—	geschmiedet
6	0,11	2,85	0,32	0,17	0,005	0,023	nicht best.	0,35	,,
7	0,14	4,75	0,68	0,20	0,01	0,02	0,12	—	,,
8	0,15	4,62	0,93	0,20	0,01	0,03	0,10	—	,,
9	0,15	5,05	0,29	nicht best.	nicht best.	nicht best.	nicht best.	—	,,
10	0,18	1,95	1,00	0,24	0,033	0,035	0,11	—	,,
11	0,13	3,47	0,51	0,14	0,01	0,012	nicht best.	—	,,
12	0,26	1,03	0,74	0,29	0,041	0,044	0,092	—	,,
13	0,32	3,01	0,61	0,27	0,02	0,022	0,109	—	,,
14	0,33	3,00	0,41	0,21	0,01	0,009	nicht best.	—	,,
15	0,38	1,52	0,79	0,24	0,02	0,036	nicht best.	—	,,
16	0,45	1,58	0,83	0,155	0,01	0,025	0,11	—	gegossen
17	0,46	2,4	0,65	0,294	0,03	0,012	nicht best.	—	geschmiedet
18	0,48	1,95	0,87	0,235	0,018	0,025	0,12	—	gegossen
19	0,50	1,25	1,05	0,20	0,017	0,022	nicht best.	—	geschmiedet

Abb. 1 zeigt in 225facher Vergrößerung das Aussehen einer Probe des Materials Nr. 17, die auf 900° C erhitzt, dann auf 680° C abgekühlt und, nachdem sie 20 Minuten bei dieser Temperatur erhalten war, abgeschreckt wurde. Abb. 2 zeigt das Aussehen einer Probe von Material Nr. 17, die in gleicher Weise behandelt, aber erst nach 40 Minuten bei 680° C abgeschreckt wurde. Aus diesen beiden Abbildungen ist zu entnehmen, daß, nachdem eine Probe 20 Minuten bei der Versuchstemperatur erhalten wurde, praktisch das strukturelle Gleichgewicht erreicht ist, da, auch wenn die Probe länger bei der Versuchstemperatur erhalten wird, eine wesentlich größere Ferritabscheidung nicht festzustellen ist. Diese Beobachtung wurde bestätigt durch zwei Proben des Materials Nr. 11, die bei 680° C nach 20 und nach 40 Minuten abgeschreckt wurden.

Im folgenden sind die vorgenommenen Versuche tabellarisch zusammengestellt:

Nr. 1.

Versuchstemperatur	1. Probe	2. Probe	3. Probe
820°	Ferrit	—	—
830	,,	—	—
840	,,	Ferrit	—
850	nur Martensit	Ferritspuren	nur Martensit
860	,, ,,	nur Martensit	,, ,,
870	,, ,,	—	—

Demnach beginnt die Ferritabscheidung bei 845° C.

Nr. 2.

Versuchstemperatur	1. Probe	2. Probe	3. Probe
810°	Ferrit	Ferrit	Ferrit
820	,,	,,	,,
830	Ferritspuren	,,	—
840	nur Martensit	nur Martensit	—
850	,, ,,	—	—

Die Ferritausscheidung beginnt demnach bei 835° C.

Nr. 3.

Versuchstemperatur	1. Probe	2. Probe
810	Ferrit	—
820	,,	Ferrit
830	nur Martensit	nur Martensit
840	,, ,,	—

Die Ferritausscheidung beginnt demnach bei 825° C.

Nr. 4.

Versuchstemperatur	1. Probe	2. Probe	3. Probe	4. Probe
760	Ferrit	Ferrit	—	—
770	nur Martensit	Ferritspuren	nur Martensit	nur Martensit
780	nur Martensit	nur Martensit	—	—

Die Ferritausscheidung beginnt demnach bei 765° C.

Nr. 5.

Versuchstemperatur	1. Probe	2. Probe
680	Ferrit	Ferrit
690	nur Martensit	nur Martensit
700	„ „	„ „

Die Ferritausscheidung beginnt demnach bei 685° C.

Abb. 3 zeigt das Aussehen einer der bei 680 ° C abgeschreckten Proben in 225facher Vergrößerung. Der Ferrit, der in dieser Probe in verhältnismäßig großen Körnern auftritt, ist in der unteren Bildhälfte zu sehen. Abb. 4 zeigt das Aussehen einer bei 690 ° C abgeschreckten Probe, die frei von Ferritausscheidung ist.

Nr. 6. *

Versuchstemperatur	1. Probe	2. Probe	3. Probe
760	Ferrit	Ferrit	—
770	Ferritspuren	—	—
780	Ferrit	Ferrit	Ferrit
790	nur Martensit	nur Martensit	—

Die Ferritausscheidung beginnt demnach bei 785° C.

Nr. 7.

Versuchstemperatur	1. Probe	2. Probe
700	Ferritspuren	Ferrit
710	nur Martensit	nur Martensit
720	„ „	—
730	„ „	—

Die Ferritausscheidung beginnt demnach bei 705° C.

Nr. 8.

Versuchstemperatur	1. Probe	2. Probe	3. Probe
690	Ferrit	Ferrit	—
700	nur Martensit	nur Martensit	nur Martensit
710	„ „	Ferrit	—
720	„ „	nur Martensit	—
730	„ „	—	—

Die Ferritausscheidung beginnt demnach bei 695 ° C.

Nr. 9.

Versuchstemperatur	1. Probe	2. Probe	3. Probe
700	Ferrit	—	—
710	„	Ferrit	—
720	„	nur Martensit	Ferrit
730	nur Martensit	„ „	nur Martensit

Die Ferritausscheidung beginnt demnach bei 725° C.

* Daz Ergebnis dieser Probe wird vermutlich durch den Chromgehalt des Materials beeinflußt.

Nr. 10.

Versuchstemperatur	1. Probe	2. Probe
770	Ferrit	Ferrit
780	nur Martensit	„
790	Ferrit	„
800	nur Martensit	nur Martensit

Die Ferritausscheidung beginnt demnach bei 795 ° C.

Nr. 11.

Versuchstemperatur	1. Probe	2. Probe	3. Probe	4. Probe
740	Ferrit	Ferrit	—	—
750	„	„	—	—
760	„	„	nur Martensit	Ferrit
770	nur Martensit	„	nur Martensit	nur Martensit
780	nur Martensit	Ferritspuren	nur Martensit	—
790	nur Martensit	nur Martensit	—	—

Demnach liegt die Ferritabscheidung wahrscheinlich bei 765 ° C.

Das Ferrit trat bei diesem Material in vielen Fällen in äußerst feiner Form auf, so daß er sich nur bei stärkeren Vergrößerungen deutlich erkennen ließ. Abb. 5 zeigt das Aussehen einer der bei 740 ° C abgeschreckten Proben in 600facher Vergrößerung. Der Ferrit, der in der Verteilung den Martensitnadeln folgt, ist offenbar gerade entstanden bzw. in der Ausscheidung begriffen. Abb. 6 zeigt Ferritausscheidung einer der bei 730 ° C abgeschreckten Proben in 800facher Vergrößerung.

Nr. 12.

Versuchstemperatur	1. Probe	2. Probe	3. Probe	4. Probe
800	Ferritspuren	Ferrit	—	—
810	Ferritspuren	„	—	—
820	Ferrit	„	—	—
830	nur Martensit	nur Martensit	—	—

Die Ferritausscheidung beginnt demnach bei 825 ° C.

Nr. 13.

Versuchstemperatur	1. Probe	2. Probe
720	Ferrit	Ferritspuren
730	„	Ferrit
740	„	„
750	nur Martensit	nur Martensit
760	„ „	—

Die Ferritausscheidung beginnt demnach bei 745 ° C.

Nr. 14.

Versuchstemperatur	1. Probe	2. Probe	3. Probe
750	Ferrit	—	—
760	„	Ferrit	Ferrit
770	nur Martensit	„	„
780	„ „	nur Martensit	—

Die Ferritausscheidung beginnt demnach bei 775 ° C.

Nr. 15.

Versuchstemperatur	1. Probe	2. Probe	3. Probe	4. Probe
760	Ferrit	—	—	—
790	Ferritspuren	Ferrit	—	—
800	Ferrit	„	—	—
810	nur Martensit	nur Martensit	—	—
820	nur Martensit	nur Martensit	nur Martensit	nur Martensit
830	nur Martensit	—	—	—

Die Ferritausscheidung beginnt demnach bei 805 ° C.

Nr. 16.

Versuchstemperatur	1. Probe	2. Probe	3. Probe	4. Probe
780	Ferrit	Ferrit		
790	nur Martensit	nur Martensit	nur Martensit	—
800	nur Martensit	Ferrit	nur Martensit	Ferrit
810	nur Martensit	nur Martensit	—	—

Es macht sich bei diesem Material die ungleichartige Zusammensetzung gegossenen Materials bemerkbar. Die Ferritabscheidung beginnt wahrscheinlich bei 785 ° C.

Nr. 17.

Versuchstemperatur	1. Probe	2. Probe	3. Probe	4. Probe
750	Ferrit	Ferrit	—	—
760	„	nur Martensit	Ferrit	Ferrit
770	nur Martensit	nur Martensit	—	—
780	nur Martensit	nur Martensit	—	—
790	nur Martensit	nur Martensit	nur Martensit	—

Die Ferritabscheidung beginnt demnach bei 765 ° C.

Nr. 18.

Versuchstemperatur	1. Probe	2. Probe	3. Probe	4. Probe
760	Ferrit	Ferrit	—	—
770	nur Martensit	„	nur Martensit	Ferritspuren
780	nur Martensit	Ferritspuren	nur Martensit	nur Martensit
790	nur Martensit	nur Martensit	—	—
800	nur Martensit	nur Martensit	—	—
810	nur Martensit	—	—	—

Für dieses Material gilt bezüglich der Zusammensetzung das zu Nr. 16 Gesagte. Die Ferritausscheidung beginnt entweder bei 775 ° C oder bei 765 ° C.

Nr. 19.

Versuchstemperatur	1. Probe	2. Probe	3. Probe	4. Probe
770	Ferrit	Ferrit	—	—
780	nur Martensit	nur Martensit	nur Martensit	nur Martensit
790	nur Martensit	nur Martensit	—	—
800	nur Martensit	—	—	—

Die Ferritausscheidung beginnt demnach bei 775 ° C.

Das von Goerens und Meyer zu ihren Versuchen benutzte Material besaß im Mittel 0,23 % Mangan. Hätten die Materialien Nr. 1 bis 4 alle nur diesen Mangangehalt, so wäre gemäß Fig. 1:

für Nr. 1 der Beginn der Ferritausscheidung bei 890° C
„ „ 2 „ „ „ „ „ 855° C
„ „ 3 „ „ „ „ „ 826° C
„ „ 4 „ „ „ „ „ 809° C

Die Ergebnisse der Versuche sind aber für Nr. 1 845 ° C, für Nr. 2 835 ° C, für Nr. 3 825 ° C, für Nr. 4 765 ° C. Aus diesen Zahlen wurde auf den Einfluß eines Mangangehalts auf die Temperatur der beginnenden Ferritausscheidung in folgender Weise geschlossen:

0,1 % Mn erniedr. die beginnende Ferritausscheid. um 5° C
0,2 % Mn „ „ „ „ „ 10° C
0,3 % Mn „ „ „ „ „ 15° C
0,4 % Mn „ „ „ „ „ 20° C
0,5 % Mn „ „ „ „ „ 26° C
0,6 % Mn „ „ „ „ „ 32° C
0,7 % Mn „ „ „ „ „ 38° C
0,8 % Mn „ „ „ „ „ 45° C
0,9 % Mn „ „ „ „ „ 52° C
1,0 % Mn „ „ „ „ „ 60° C

Es ist also angenommen, daß, je höher der Mangangehalt wird, um so schneller die eine Ausscheidung des Ferrits verzögernde Wirkung zunimmt. Berücksichtigt man nun, daß der Mangangehalt von 0,23 % der Proben von Goerens und Meyer eine Temperaturerniedrigung von 11 ° C bewirkt, so läßt sich unter Benutzung der Fig. 1 und der oben gegebenen Tabelle die Temperatur der beginnenden Ferritausscheidung auch berechnen. Nachstehend ist der berechnete Wert dem gefundenen Wert gegenübergestellt:

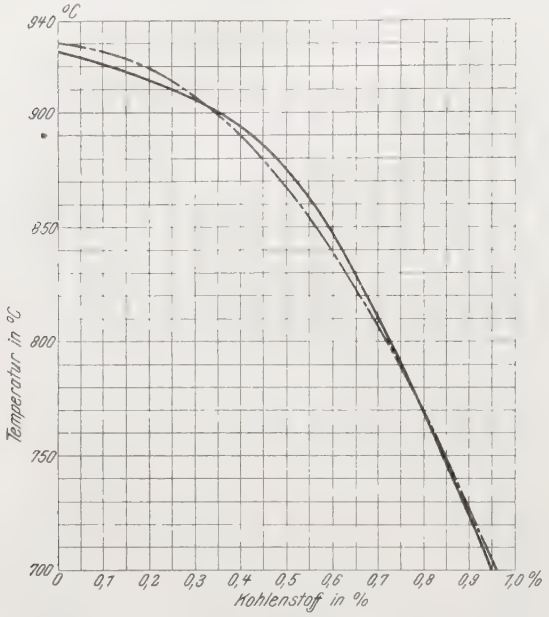
	Berechneter Wert	Gefund. Wert	Abweichung
Nr. 1	890 — (35—11) ° = 848 ° C	845°	+ 3°
„ 2	855 — (32—11) ° = 834 ° C	835°	— 1°
„ 3	826 — (13—11) ° = 824 ° C	825°	— 1°
„ 4	809 — (57—11) ° = 763 ° C	765°	— 2°

Fig. 2 zeigt die Linie der beginnenden Ferritausscheidung für Eisenkohlenstofflegierungen ohne Mangangehalt. Der Verlauf dieser Kurve zeigt große Annäherung an den einer Parabel, wie die einpunktierte Parabel erkennen läßt.

Aus den Versuchen über das Material Nr. 5 bis 19 wurde in gleicher Weise wie es für Mangan geschehen ist, auch für den Einfluß eines Nickelgehaltes eine Tabelle aufgestellt:

1,0 % Ni	erniedr.	die beginnende	Ferritausscheid.	um	32° C
2,0 % Ni	„	„	„	„	„	65° C
3,0 % Ni	„	„	„	„	„	100° C
4,0 % Ni	„	„	„	„	„	140° C
5,0 % Ni	„	„	„	„	„	185° C
6,0 % Ni	„	„	„	„	„	235° C

In der folgenden Tabelle sind die aus der Kurve in Abb. 2 und den Tabellen über den Einfluß des Mangan- und Nickelgehaltes berechneten Werte für



Figur 2. Linie der beginnenden Ferritabscheidung für reine Eisen-Kohlenstofflegierungen.

die Temperatur der beginnenden Ferritausscheidung den gefundenen Werten gegenübergestellt:

		Abzuziehen für Ni	Abzuziehen für Mn	Berechneter Wert	Gefund. Wert	Abweichung
Nr. 5	921	—209	—27	= 685	685	± 0°
„ 6	920	— 95	—16	= 809	785	+ 24°
„ 7	918	—174	—37	= 707	705	+ 2°
„ 8	917	—168	—54	= 695	695	± 0°
„ 9	917	—187	—15	= 715	725	— 10°
„ 10	915	— 63	—60	= 792	795	— 3°
„ 11	919	—119	—27	= 773	765	+ 8°
„ 12	909	— 33	—41	= 835	825	+ 10°
„ 13	903	—100	—33	= 770	745	+ 25°
„ 14	902	—100	—21	= 781	775	+ 6°
„ 15	897	— 49	—44	= 804	805	— 1°
„ 16	885	— 51	—47	= 787	785	+ 2°
„ 17	883	— 79	—35	= 769	765	+ 4°
„ 18	879	— 63	—50	= 766	775 oder 765	+1 od. — 9°
„ 19	875	— 40	—64	= 771	775	— 4°

Man sieht also, daß die bezüglich des Mangan- und Nickelgehalts gemachte Annahme den meisten Ergebnissen in hinreichender Weise gerecht wird; größere Abweichungen finden sich nur bei den Materialien Nr. 6 und 13. Es muß dabei aber berücksichtigt werden, daß das Ergebnis von Nr. 6 durch den Chromgehalt von 0,35 % im Sinne der Abweichung beeinflußt ist.

Berechnet man in gleicher Weise den Beginn der Ferritausscheidung für die Proben, deren auf thermischem Wege ermittelten Haltepunkte oben mitgeteilt wurden und vergleicht die berechneten Werte mit dem entsprechenden Wert der Abkühlungskurve, also mit dem Beginn von Ar_3, so sieht man, daß die thermisch gefundenen Werte 60 bis 140 ° C unter den berechneten bleiben, mit einzelnen Ausnahmen. So findet sich unter den von Howe angegebenen folgender Stahl:

C	Mn	Ar_3 Beginn
0.027	0,259	882°

Der berechnete Wert ist 912 ° C. Die Abweichung beträgt also 30 ° C. Campbell und Allen machen folgende Angaben:

C	Ni	Mn	Ar_3 Beginn
0,27	3,15	0,65	795° (?)

Der berechnete Wert ist 767 ° C. Die Abweichung beträgt also 28 ° C.

Nachstehend sind ferner die Ergebnisse Boudouards den berechneten Werten gegenübergestellt:

C	Ni	Mn	A_3 Erhitz.	A_3 Abkühlung	Berechneter Wert
0,07	2,23	0,025	860	830	848
0,125	5,23	0,015	770	710	722
0,125	7,13	0,20	690	650	611*

Bisher ist in der vorliegenden Arbeit bezüglich der thermisch bestimmten Haltepunkte der A_3-Umwandlung hauptsächlich vom Punkte Ar_3 der Abkühlungskurve gesprochen worden. Der Punkt Ac_3 der Erhitzungskurve wird bei höheren Temperaturen gefunden. Theoretisch müßte Ac_3 bei der Temperatur beginnen, bei der Ar_3 beendet ist und endigen bei der Temperatur, bei der Ar_3 beginnt. Ar_3 bezieht sich aber auf die Ausscheidung des Ferrits aus der festen Lösung und Ac_3 auf die Auflösung des Ferrits in der festen Lösung, nachdem diese aus dem vorher vorhandenen Perlit entstanden ist. Diese Auflösung bedarf aber ebenfalls einer gewissen Zeit und die Proben zeigen daher die Haltepunkte bei der Erhitzung bei höheren Temperaturen als bei der Abkühlung. Die Differenz zwischen beiden Temperaturen nennt man Hysteresis. Sie ist um so größer, je größer die Unterkühlung bei der Abkühlung und die Ueberhitzung bei der Erhitzung ist. Mit steigendem Nickelgehalt wächst daher die Hysteresis. Für den Gegenstand dieser Arbeit, die Glühbehandlung der Nickelstähle, ist es nun aber von höchstem Interesse, festzustellen, in welcher Weise die Vorgänge bei der Erhitzung von denen bei der Abkühlung abweichen. Auch hierfür liefert die mikrographische Analyse ein geeignetes Mittel, da es ja möglich ist den jeweiligen Zustand einer Probe durch Abschrecken festzuhalten. Es handelt sich also darum festzu-

* Diese Zahl ist berechnet unter der Annahme, daß 7 % Nickel die Temperatur der Ferritabscheidung um 290° erniedrigen.

stellen, wie lange man eine Probe auf eine bestimmte Temperatur erhitzen muß, bis das strukturelle Gleichgewicht erreicht ist. Als Merkmal dafür, daß wirklich das Gleichgewicht der Gefügebestandteile erreicht ist, muß es angesehen werden, wenn eine solche bei der Versuchstemperatur abgeschreckte Probe das gleiche Mengenverhältnis der Gefügebestandteile aufweist wie eine Probe, die während der Abkühlung bei der gleichen Temperatur bis zur wahrscheinlichen Erzielung des strukturellen Gleichgewichts erhalten und dann abgeschreckt wurde. Das Material Nr. 14 zeigte bei 770 ° C die ersten Ferritausscheidungen. Eine Probe dieses Materials wurde auf 780 ° C erhitzt und nach 20 Minuten abgeschreckt. Im Schliffbilde der Probe zeigten sich wenige Ferritkörner. Eine in gleicher Weise behandelte, aber erst nach 40 Minuten abgeschreckte Probe zeigte nur noch Ferritspuren. Das Material Nr. 17 zeigte bei 760 ° C die ersten Ferritausscheidungen. Eine Probe dieses Materials wurde auf 760 ° C erhitzt und nach 20 Minuten abgeschreckt, eine zweite Probe wurde erst nach 40 Minuten abgeschreckt. Die erste Probe zeigte in der Schliffläche noch eine größere Ferritinsel, die zweite Probe genau wie zu erwarten war, nur noch Ferritspuren. Material Nr. 11 zeigte bei den Abschreckproben nach vorausgegangener Abkühlung von einer höheren Temperatur bei 740 ° C nur sehr wenig Ferrit in feinster Verteilung. Eine Probe dieses Materials wurde auf 740 ° C erhitzt und nach 20 Minuten, eine zweite nach 40 Minuten abgeschreckt. Die erste Probe zeigte mehrere Ferritkörner, die zweite zeigte nur noch sehr wenig Ferrit. Dieser Versuch wurde wiederholt und in der Weise ergänzt, daß eine auf 740 ° C erhitzte Probe nach 10 Minuten, eine zweite nach 20 Minuten, eine dritte nach 30 Minuten und eine vierte nach 40 Minuten abgeschreckt wurde. Die erste Probe zeigte im Martensit des Schliffs noch erhebliche Ferritmengen, wie Abb. 7 zeigt. Bei der zweiten Probe hat der Ferrit schon stark abgenommen (Abb. 8). Die dritte Probe zeigt in der ganzen Schliffläche nur noch eine größere Ferritinsel (Abb. 9) und bei der vierten Probe ist nur noch so wenig Ferrit vorhanden, daß er in der angewandten Vergrößerung nicht sichtbar gemacht werden kann (Abb. 10). Aus diesen Versuchen geht somit hervor, daß nach einer gewissen Zeit, im vorliegenden Falle bei schneller Erhitzung auf die Versuchstemperatur etwa nach 40 Minuten, auch bei der Erhitzung das strukturelle Gleichgewicht erreicht wird, daß also die in dieser Arbeit ermittelten Temperaturen für den Beginn der Ferritausscheidung bei der Abkühlung praktisch auch für die beendete Lösung des Ferrits während des Glühvorgangs gelten, wenn dieser die Dauer eines gewissen Zeitminimums übersteigt. Das gilt aber nur für Materialien, deren Nickel- und Mangangehalt den der Stähle, die in dieser Arbeit in Frage kommen, nicht überschreitet.

Der Vollständigkeit wegen sei hier noch ein Versuch erwähnt, der zur Feststellung des Einflusses von Nickel und Mangan auf die Temperatur, bei der die angereicherte feste Lösung in Perlit übergeht, vorgenommen wurde. Von Material Nr. 17 wurden Proben erhitzt, die in Temperaturintervallen von 10 ° C abgeschreckt wurden, nachdem sie 10 Minuten bei der Versuchstemperatur erhalten worden waren. Eine in dieser Weise bei 630 ° C abgeschreckte Probe zeigte noch abgeschreckte feste Lösung in der Form von Troostit, der nach der Aetzung mit Salpetersäure in Amylalkohol unter dem Mikroskop gelb erschien, während bei einer bei 620 ° C abgeschreckten Probe schon die Bildung des Perlits erfolgt war. Bei einer Wiederholung derartiger Versuche in Intervallen von 5 ° C wurde dieses Ergebnis bestätigt. Bei 625 ° C wurde eine Probe erhalten, die neben viel Troostit auch Perlit aufweist. Abb. 11 zeigt diese Probe in 225facher Vergrößerung. Der in der Abbildung hellste Gefügebestandteil ist der unter dem Mikroskop weiße Ferrit. Der etwas dunklere Bestandteil ist der gelbe Troostit, und der Perlit erscheint schwarz, wie unter dem Mikroskop. Abb. 12 zeigt den gleichen Schliff in 1000facher Vergrößerung, die die lamellare Ausbildung des Perlits deutlich erkennen läßt. Nimmt man nun die Temperatur von 700 ° C für die Perlitbildung reiner Eisenkohlenstofflegierungen an, so ergibt dieser Versuch für die Perlitbildung eine geringere Temperaturerniedrigung durch Nickel und Mangan, als sie für die A_3-Umwandlung gefunden wurde. Bei dieser betrug sie 114 ° C, bei der Perlitbildung dagegen nur 75 ° C.

Nachdem nunmehr auf metallographischem Wege eine hinreichend genaue Kenntnis der für die Wärmebehandlung der Nickelstähle wichtigen Temperatur der A_3-Umwandlung vermittelt worden ist, soll zunächst einmal betrachtet werden, welche Bedeutung allgemein die A_3-Umwandlung für die Glühbehandlung von Stählen hat. Besonders eingehend hat Howe* diese Frage untersucht, die auch im übrigen oft behandelt worden ist.** Es soll hier nur kurz auf die wichtigeren Punkte eingegangen werden.

Es ist bekannt, daß gegossener Stahl ein Gefüge besitzt, dem man wegen seiner Eigenart den Namen Gußstruktur gegeben hat. Es ist für niedrige Kohlenstoffgehalte u. a. dadurch gekennzeichnet, daß der Ferrit in sehr großen, in bevorzugten Richtungen gestreckten Körnern, die in ihrer Ausbildung den Oktaederspaltflächen des Austenits folgen, ausgeschieden ist, für höhere Kohlenstoffgehalte dadurch, daß der Ferrit den überwiegend vorhandenen Perlit in Form von sehr großen Zellen umschließt. Beide Erscheinungen wirken ungünstig auf die Festigkeitseigenschaften der betreffenden Stähle ein. Zur Beseitigung dieser Gußstruktur kann eine geeignete Glühbehandlung führen. Erhitzt man nämlich solche Stähle bis zur Temperatur der A_3-Umwandlung, so wird der gesamte Ferrit in feste Lösung übergeführt

* Howe: Life history of network and ferrite grains in carbon steel. Proc. Am. Inst. Test. Mat. 1911, S. 262.

** Vgl. Oberhoffer l. c.; Mars: Die Spezialstähle, S. 92.

und seine Ausscheidung geht bei der Abkühlung unter neuen und zwar günstigeren Umständen als beim Erstarren aus dem Schmelzfluß vor sich. Geht man aber mit der Temperatur der Glühbehandlung über die der A_3-Umwandlung hinaus, so vergröbert sich das erzielte Gefüge und nähert sich mit steigenden Temperaturen wieder der Gußstruktur, der Stahl ist überhitzt worden. Die Bildung der Gußstruktur ist aber auch abhängig von der Zeit, da mit der Dauer der Glühung das Gefüge des Stahls gröber wird. Daher ist auch die Dauer der Abkühlung von Einfluß auf das Gefüge, da eine sehr langsame Abkühlung einer sehr langen Glühdauer gleichkommt. Wie gesagt, sind diese Vorgänge bei der Glühbehandlung häufig besprochen worden. Oft wurde aber den Ausführungen auch hinzugefügt, daß die Temperaturen, bei denen die günstigsten Neuausscheidungen des Ferrits erzielt wurden, mit den meist thermisch bestimmten der A_3-Umwandlung nicht identisch, sondern höher gelegen seien.

Es muß hier aber besonders betont werden, daß unter gleichen Glühbedingungen, soweit es sich um die Beseitigung der Gußstruktur handelt, stets die Temperatur der A_3-Umwandlung die günstigste ist, wenn nur die Glühdauer so bemessen ist, daß nicht nur der Ofen, sondern auch das zu glühende Stück diese Temperatur erreicht und das strukturelle Gleichgewicht sich einstellen kann. Widersprechende Ergebnisse können nur in der ungenügenden Kenntnis dieser Temperatur ihre Ursache haben. Anderseits ist es wohl möglich, daß eine sehr lange dauernde Glühung bei der Temperatur der A_3-Umwandlung ein ungünstigeres Ergebnis hat, als eine kurze Glühung bei höherer Temperatur.

Erhitzt man einen Stahl von einer der hier in Frage kommenden Zusammensetzungen, so erfolgt zunächst bei der für seine Zusammensetzung charakteristischen Temperatur die Umwandlung des Perlits in feste Lösung. Auch die feste Lösung befindet sich im kristallisierten Zustande und bildet „Körner", d. h. Aggregate gleich orientierter Kristalle, und zwar sind ihre Körner bei der Temperatur der Entstehung der festen Lösung am kleinsten. Mit steigender Temperatur und Glühdauer nehmen sie an Größe zu. Gleichzeitig aber schreitet auch die Auflösung des weichen und in großen Körnern ausgeschiedenen Ferrits weiter fort. Sobald diese Auflösung beendet ist, befindet sich der Stahl in einem Zustand, der als der günstigste sowohl für die Härtung, als auch für den Beginn der Neuausscheidung des Ferrits durch Abkühlung angesehen werden muß. Der Umstand allerdings, daß bei weicheren Stählen dieser Zustand erst bei wesentlich höheren Temperaturen als die Bildungstemperatur der festen Lösung erreicht wird, läßt sie für die Härtung als ungeeigneter erscheinen, als kohlenstoffreichere Stähle.* Je schneller nun dieser Zustand erreicht wird, desto feinkörniger ist die entstandene feste Lösung. Wird sie weiter erhitzt, so wachsen ihre Körner mit zunehmender Temperatur und Glühdauer. Abb. 13 zeigt das Aussehen einer Probe mit 0,16 % Kohlenstoff und 0,25 % Mangan, die auf 1200 ° C erhitzt und abgeschreckt wurde, in 160facher Vergrößerung. Die geradlinigen Begrenzungen des Schnitts durch ein Aggregat gleich orientierter Kristalle nehmen die ganze Bildfläche ein. Bei der Abkühlung nun ist die Anzahl der Kristallisationszentren für die Ferritausscheidung von der Körneranzahl der festen Lösung abhängig. Besteht diese aus wenigen großen Körnern, so erfolgt auch die Ferritausscheidung in wenigen großen Körnern und umgekehrt. Den Vorgang kann man sich in folgender Weise denken: Die Ferritausscheidung beginnt zunächst natürlich nur an vereinzelten Stellen und schreitet dann für jede Temperatur immer nur bis zur Erreichung des betreffenden Gleichgewichts weiter fort. Besteht nun die feste Lösung aus sehr großen Körnern, so ist das Bestreben der ersten vorhandenen Ferritausscheidungen innerhalb dieser Körner weiter zu wachsen groß und das Bestreben zur Bildung neuer Kristallisationszentren daher klein. Bei kohlenstoffarmen Stählen, deren Hauptgefügebestandteil der Ferrit ist, nehmen nach beendeter Ferritausscheidung die Ferritkörner annähernd die Fläche der vorhanden gewesenen Körner der festen Lösung ein. Denn selbst, wenn in einem solchen Korn mehrere Kristallisationszentren vorhanden waren, vereinigen sich die entstehenden Ferritausscheidungen wegen ihrer gleichen Orientierung zu einem einzigen Korn, soweit sie nicht durch dazwischen gelagerten Perlit daran gehindert werden. Bei stark überhitztem Stahl und bei gegossenem Stahl, bei denen sich die feste Lösung in einem durch Abb. 13 gekennzeichneten Zustande befindet, scheidet sich der Ferrit, da seine Kristallisationsgeschwindigkeit in der Richtung von Begrenzungsflächen derartiger Kristallaggregate der festen Lösung wesentlich größer ist als in anderen Richtungen, daher in langen, durch Perlit voneinander getrennten Nadeln aus, wie sie stets die typische Gußstruktur zeigt. Bei Stählen mit höherem Kohlenstoffgehalt, bei denen Perlit der Hauptgefügebestandteil ist, führt die große Kristallisationsgeschwindigkeit des Ferrits in bevorzugten Richtungen zur Bildung großer Ferritzellen, die den Perlit umschließen. Besteht dagegen die feste Lösung aus kleinen Körnern, so kann das Wachstum der Ferritkörner im äußersten Falle nur bis zum Umfange der vorhandenen Körner der festen Lösung fortschreiten, ehe die Bildung neuer Kristallisationszentren erfolgt. Die entstehenden Ferritkörner werden daher viel kleiner sein, als im ersteren Falle. Durch Glühen unterhalb der Temperatur der A_3-Umwandlung können allerdings auch schon ausgeschiedene kleine Körner gleiche Orientierung annehmen und sich zu größeren vereinigen.

Folgender Versuch mag zur Veranschaulichung des Gesagten dienen. Eine Probe eines Stahls mit 0,3 % Kohlenstoff und 0,25 % Mangan wurde auf 1100 ° C erhitzt, sodann auf 840 ° C abgekühlt und

* Hanemann: Das Gefüge des gehärteten Stahls. St. u. E. 1912, S. 1397 und 1490.

nach 15 Minuten bei dieser Temperatur abgeschreckt. Das Aussehen des ausgeschiedenen Ferrits zeigt Abb. 14. Eine zweite Probe des gleichen Materials wurde nur auf 980 ° C erhitzt, dann auf 840 ° C abgekühlt und nach 15 Minuten abgeschreckt. In diesem Falle erfolgte die Ausscheidung des Ferrits in viel kleineren Körnern und von viel mehr Kristallisationszentren ausgehend als im ersten Falle, wie Abb. 15 zeigt.

Zur Beseitigung der Gußstruktur und Erzielung eines möglichst feinen Gefüges hat man daher einen Stahl bis zur Auflösung des gesamten Ferrits in der festen Lösung zu erhitzen. Ist man sicher, daß dieses erreicht ist, so ist weiteres Glühen zwecklos und nachteilig. Soll das Glühen nicht zur Verfeinerung des Gefüges, sondern nur zur Beseitigung von Spannungen dienen, so ist zu beachten, daß zu langes Glühen bei zu hohen Temperaturen Vergröberung des Gefüges zur Folge hat.

Es ist schon gesagt worden, daß kurzes Glühen bei höheren Temperaturen den gleichen Erfolg haben kann, wie längeres Glühen bei der Temperatur der A_3-Umwandlung. Für die Anwendung in der Praxis ist aber dabei zu beachten, daß gerade häufig in solchen Fällen, wo ein längeres Glühen zur Verfeinerung erforderlich ist, beispielsweise wenn ein hoher Mangangehalt die Ueberführung des Ferrits in die feste Lösung verzögert, eine Erhitzung des Stahls in einer zu heißen Umgebung leicht nachteilige Wirkung, nämlich oberflächliche Verbrennung herbeiführen kann. Bei der Weiterverarbeitung derartiger Materialien veranlassen dann die an der Oberfläche entstandenen Härtekörner die Bildung von Rissen. In Fällen, in denen die zu glühenden Stücke in den kalten Glühofen eingesetzt und mit ihm zusammen langsam erhitzt werden, kann man wohl sicher sein, daß ein Ueberschreiten der Temperatur der A_3-Umwandlung für den beabsichtigten Zweck der größtmöglichen Verfeinerung des Gefüges nicht erforderlich, vielmehr schädlich ist. Da auch ein langes Glühen des Stahls unterhalb der Temperatur der A_3-Umwandlung sein Gefüge gröber macht, da dabei kleine Ferritkörner sich zu großen vereinigen, so wäre daraus zu folgern, daß eine möglichst schnelle Abkühlung der geglühten Gegenstände herbeizuführen ist. Für den praktischen Betrieb ist aber hierbei wiederum zu berücksichtigen, daß eine zu schnelle Abkühlung das Auftreten neuer schädlichen Spannungen bewirken kann, so daß man zur Erzielung günstiger Glühergebnisse auch diesem Umstande Rechnung zu tragen hat.

Aus dem Gesagten geht somit hervor, daß neben der Beachtung einiger Erwägungen praktischer Bedeutung die Kenntnis der Temperaturen der A_3-Umwandlung das Wichtigste für die Erzielung eines möglichst feinen Gefüges im Stahl ist. Aus diesem Grunde sind die in dieser Arbeit beschriebenen Versuche zur Bestimmung dieser Temperaturen gemacht, die eine individuelle Behandlung jedes Stahls ermöglichen sollen. Um die Benutzung der gefundenen Zahlen für die Praxis zu erleichtern, sind sie in Form von Tabellen zusammengefaßt worden, aus denen durch Interpolation die dazwischen liegenden Werte leicht zu ermitteln sind:

Glühtemperaturen der Stähle mit 0,1% Kohlenstoff für verschiedene Mangan- und Nickelgehalte.

	%	Mn										
		0,0	0,1	0,2	0,3	0,4	0,5	0,6	0,7	0,8	0,9	1,0
	0,0	920	915	910	905	900	894	888	882	875	868	860
	0,5	904	899	894	889	884	878	872	866	859	852	844
	1,0	888	883	878	873	868	862	856	850	843	836	828
	1,5	872	867	862	857	852	846	840	834	827	820	812
Ni	2,0	855	850	845	840	835	829	823	817	810	803	795
	2,5	838	833	828	823	818	812	806	800	793	786	778
	3,0	820	815	810	805	800	794	788	782	775	768	760
	3,5	800	795	790	785	780	774	768	762	755	748	740
	4,0	780	775	770	765	760	754	748	742	735	728	720
	4,5	758	753	748	743	738	732	726	720	713	706	698
	5,0	735	730	725	720	715	709	703	697	690	683	675

Glühtemperaturen der Stähle mit 0,2% Kohlenstoff für verschiedene Mangan- und Nickelgehalte.

	%	Mn										
		0,0	0,1	0,2	0,3	0,4	0,5	0,6	0,7	0,8	0,9	1,0
	0,0	914	909	904	899	894	888	882	876	869	862	854
	0,5	898	893	888	883	878	872	866	860	853	846	838
	1,0	882	877	872	867	862	856	850	844	837	830	822
	1,5	866	861	856	851	846	840	834	828	821	814	806
Ni	2,0	849	844	839	834	829	823	817	811	804	797	789
	2,5	832	827	822	817	812	806	800	794	787	780	772
	3,0	814	809	804	799	794	788	782	776	769	762	754
	3,5	794	789	784	779	774	768	762	756	749	742	734
	4,0	774	769	764	759	754	748	742	736	729	722	714
	4,5	752	747	742	737	732	726	720	714	707	700	692
	5,0	729	724	719	714	709	703	697	691	684	677	669

Glühtemperaturen der Stähle mit 0,3% Kohlenstoff für verschiedene Mangan- und Nickelgehalte.

	%	Mn										
		0,0	0,1	0,2	0,3	0,4	0,5	0,6	0,7	0,8	0,9	1,0
	0,0	906	901	896	891	886	880	874	868	861	854	846
	0,5	890	885	880	875	870	864	858	852	845	838	830
	1,0	874	869	864	859	854	848	842	836	829	822	814
	1,5	858	853	848	843	838	832	826	820	813	806	798
Ni	2,0	841	836	831	826	821	815	809	803	796	789	781
	2,5	824	819	814	809	804	798	792	786	779	772	764
	3,0	806	801	796	791	786	780	774	768	761	754	746
	3,5	786	781	776	771	766	760	754	748	741	734	726
	4,0	766	761	756	751	746	740	734	728	721	714	706
	4,5	744	739	734	729	724	718	712	706	699	692	684
	5,0	721	716	711	706	701	695	689	683	676	669	661

Glühtemperaturen der Stähle mit 0,4% Kohlenstoff für verschiedene Mangan- und Nickelgehalte.

	%	Mn										
		0,0	0,1	0,2	0,3	0,4	0,5	0,6	0,7	0,8	0,9	1,0
	0,0	894	889	884	879	874	868	862	856	849	842	834
	0,5	878	873	868	863	858	852	846	840	833	826	818
	1,0	862	857	852	847	842	836	830	824	817	810	802
	1,5	846	841	836	831	826	820	814	808	801	794	786
Ni	2,0	829	824	819	814	809	803	797	791	784	777	769
	2,5	812	807	802	797	792	786	780	774	767	760	752
	3,0	794	789	784	779	774	768	762	756	749	742	734
	3,5	774	769	764	759	754	748	742	736	729	722	714
	4,0	754	749	744	739	734	728	722	716	709	702	694
	4,5	732	727	722	717	712	706	700	694	687	680	672
	5,0	709	704	699	694	689	683	677	671	664	657	649

Glühtemperaturen der Stähle mit 0,5 % Kohlenstoff für verschiedene Mangan- und Nickelgehalte.

%	Mn 0,0	0,1	0,2	0,3	0,4	0,5	0,6	0,7	0,8	0,9	1,0
0,0	875	870	865	860	855	849	843	837	830	823	815
0,5	859	854	849	844	839	833	827	821	814	807	799
1,0	843	838	833	828	823	817	811	805	798	791	783
1,5	827	822	817	812	807	801	795	789	782	775	767
Ni 2,0	810	805	800	795	790	784	778	772	765	758	750
2,5	793	788	783	778	773	767	761	755	748	741	733
3,0	775	770	765	760	755	749	743	737	730	723	715
3,5	755	750	745	740	735	729	723	717	710	703	695
4,0	735	730	725	720	715	709	703	697	690	683	675
4,5	713	708	703	698	693	687	681	675	668	661	653
5,0	690	685	680	675	670	664	658	652	645	638	630

Wie schon oben erwähnt wurde, hat man häufiger die Temperaturen, bei denen die größte Verfeinerung durch Glühen erreicht wurde und die der A_3-Umwandlung in Gegensatz zueinander gestellt. Es sollen nun einmal einige solcher Verfeinerungstemperaturen mit den in dieser Arbeit für den Beginn der A_3-Umwandlung angenommenen verglichen werden.

In der oben erwähnten Arbeit von Howe bringt dieser folgende Daten:

C	In der Industrie für die Beseitigung des groben Ferrits übliche Glühtemperatur	Berechn. Temp. (nach Goerens und Meyer)
weniger als 0,12 %	925—875 °	925—920°
0,12—0,29	870—840	920—905
0,30—0,49	840—815	905—875
0,50—1,00	815—790	875—

Die Temperaturen stimmen schlecht miteinander überein. Da jedoch keine Angaben über den Mangangehalt gemacht sind, so fehlen für die Berechnung der Glühtemperatur wichtige Unterlagen.

Howe selbst hält für sehr weiche Stähle 895 ° C für die geeignete Glühtemperatur.

In seiner Arbeit zitiert Howe ferner Fay und Badlam,* die folgendes angeben:

C	Mn	Verfeinerungstemperatur	Dem gegenüber berechn. Temperatur
0,07	0,32	850—890°	906 °

Von größerem Interesse sind die Angaben über die Verfeinerungstemperaturen von Nickelstählen.

Fay und Bierer** haben darüber an zwei Stählen folgender Zusammensetzung Versuche angestellt:

	C	Ni	Mn	Si	P	S
I	0,35	3,15	0,63	Spur	0,027	0,016
II	0,34	3,50	0,60	0,16	0,030	0,014

Sie fanden, daß durch Glühen bei Temperaturen unter 750 ° C kaum irgendwelche Strukturveränderung bewirkt wurde. Dagegen war nach Glühen bei 800 ° C eine ausgesprochene Aenderung, nämlich ein sehr feines Gefüge eingetreten. Die berechneten Glühtemperaturen sind für I 760 ° C und für II 750 ° C.

* Technology Quarterly, Vol. 13, 1900, S. 307 u. 311.
** Proc. of the Am. Soc. for Test. Mat. 1911, S. 422.

In noch engeren Grenzen stellten Campbell und Allen* Versuche mit ihrem Stahl folgender Zusammensetzung an:

C	Ni	Mn
0,27	3,15	0,65

Sie erhitzten überhitzte Stücke auf 680, 710, 720, 750 und 790 ° C und ließen sie langsam abkühlen. Bei der metallographischen Untersuchung fanden sie, daß das bei 720 ° C geglühte Stück noch Spuren der Ueberhitzung zeigte. Das bei 750 ° C geglühte Stück war verfeinert und das bei 790 ° C geglühte zeigte schon gröberes Korn. Die für diesen Stahl berechnete Temperatur ist 767 ° C.

Besonders diese zuletzt angeführten Zahlen stimmen hinreichend gut miteinander überein. Interessant ist die Abweichung der Ergebnisse von Fay und Bierer und Campbell und Allen. Der Stahl I der ersteren mußte seiner Zusammensetzung nach bei einer Temperatur, die wenig unter der von Campbell und Allen gefundenen liegt, verfeinert werden, was nach den obigen Angaben nicht zutraf.

Um nun genauere Anhaltspunkte über die Brauchbarkeit der in dieser Arbeit aufgestellten Zahlen zu gewinnen, wurde eine Anzahl von Glühversuchen vorgenommen, bei denen neben dem Gefüge die Festigkeitseigenschaften in Vergleich miteinander gestellt wurden. Es ist ja augenscheinlich, daß so durchgreifende Aenderungen des Gefüges, wie sie das zweckmäßige Ausglühen gegossenen Stahls bewirkt, sich auch in den Festigkeitseigenschaften des Stahls in vorteilhafter Weise bemerkbar machen müssen. Diese Tatsache ist ja auch hinreichend bekannt. Es ist nun allerdings nicht ohne weiteres anzunehmen, daß das feinste metallographische Gefüge sich in einem Maximum sämtlicher erwünschten Festigkeitseigenschaften ausprägen müßte. Eine Kombination solcher Eigenschaften, die einen Stahl für seinen Verwendungszweck geeignet machen, muß über seine Güte entscheiden.

Für die Versuche standen zunächst drei Stücke geschmiedeten Nickelstahls folgender Zusammensetzung zur Verfügung:

	C	Ni	Mn	Berechnete Glühtemperatur
I	0,18	1,95	1,00	792°
II	0,50	1,25	1,05	771
III	0,14	4,75	0,68	707

Es wurden daraus Probestücke mit einem Querschnitt von 35 × 35 mm und einer Länge von 310 mm geschnitten. Diese Stücke wurden in einer Gasmuffel bei verschiedenen Temperaturen geglüht und zwar je zwei Proben bei der gleichen Temperatur. Es wäre zwar eine größere Anzahl gleich behandelter Proben erwünscht gewesen, aber leider reichte dazu das Material nicht. Die Temperatur der Oefen, die sich vermittels einer Feinreguliervorrichtung für die Verbrennungsluft sehr gut einstellen ließ, wurde mit

* l. c.

einem Le Chatelierschen Thermoelement kontrolliert. Die Lötstelle des Elements reichte durch eine Oeffnung bis in das eiserne Rohr, in dem die Proben eingeschlossen waren, um sie vor direkter Berührung mit der Heizflamme zu schützen. Die Proben wurden in den kalten Ofen eingesetzt. Ihre Erhitzung auf die gewünschte Temperatur dauerte etwa 45 Minuten bis 1 Stunde. Für die Glühdauer kam nicht nur in Betracht, daß die oben näher gekennzeichneten Vorgänge möglichst vollständig verliefen, sondern die zu erwartenden Unterschiede für die verschiedenen Temperaturen sollten sich auch möglichst deutlich ausprägen können. Aus diesem Grunde wurden die Proben fünf Stunden bei den verschiedenen Versuchstemperaturen erhalten. Nach Beendigung der Glühung wurde der Ofen abgestellt, und die Proben erkalteten im Ofen in nicht allzu langer Zeit. Natürlich sind für sämtliche in dieser Arbeit miteinander verglichenen Proben stets gleiche Versuchsbedingungen gewählt, soweit nichts anderes angegeben ist. Aus den Probestücken wurden sodann Zerreißstäbe mit 15 mm ⌀ und 150 mm Meßlänge in den vom Kgl. Materialprüfungsamt angegebenen Abmessungen * hergestellt.

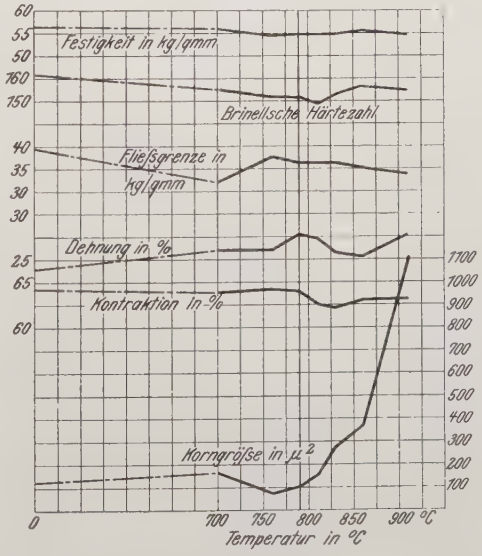
Da, wie gesagt, die drei zuerst untersuchten Materialien im geschmiedeten Zustande vorlagen, so wurde von Anfang an nicht damit gerechnet, daß die ziemlich langen Glühungen eine bemerkenswerte Verbesserung des Materials, d. h. also sowohl des Gefüges wie der Festigkeitseigenschaften bewirken könnten. Es handelte sich vielmehr nur darum, aus der Gefügeveränderung einen Schluß auf die Lage der Umwandlungstemperatur zu ermöglichen und ferner festzustellen, bei welchen Glühtemperaturen eine bemerkenswerte Verschlechterung des Materials einträte.

Die Glühtemperaturen für das Material I, dessen Umwandlungstemperatur zu 792 ° C berechnet wurde, waren 700 °, 760 °, 790 °, 810 °, 830 °, 860 ° und 910 ° C. Das Aussehen des ungeglühten Materials zeigt Abb. 16. Abb. 17 zeigt das Aussehen der bei 700 ° C geglühten Probe. Eine Verfeinerung ist nicht eingetreten, jedoch ist der Perlit körnig geworden und in eigenartigen Schnüren angeordnet. Die bei 760 ° C geglühten Proben zeigen das feinste Gefüge und weisen auch eine deutliche Verfeinerung gegenüber dem ungeglühten Material auf (Abb. 18). Auch das bei 790 ° C geglühte Material (Abb. 19) besitzt ein feineres Gefüge als das ungeglühte Material. Mit steigenden Temperaturen tritt aber von 760 ° C ab eine starke Vergröberung des Kornes ein. Abb. 20 zeigt das Gefüge der bei 810 ° C geglühten, Abb. 21 das der bei 910 ° C geglühten Proben. Dem Gefüge nach würde die Umwandlungstemperatur zwischen 760 ° C und 790 ° C liegen, und zwar vermutlich näher bei 760 ° C.

Die Ergebnisse der Festigkeitsuntersuchungen, und zwar die Zerreißfestigkeit F, die Fließgrenze Fg, die Dehnung D, bezogen auf eine Meßlänge von 150 mm, die Kontraktion K und die Brinellsche Härtezahl H sind in folgender Tabelle zusammengestellt:

Glühtemp.		F kg/qmm	Fg kg/qmm	D %	K %	H
ungeglüht	1. Probe	55,9	40,6	23,8	64,3	—
	2. Probe	56,7	38,4	24,13	64,2	—
	Mittel	56,3	39,5	23,97	64,25	161,6
700°	1. Probe	56,8	30,8	25,2	62,3	—
	2. Probe	54,7	33,1	26,8	65,4	—
	Mittel	55,8	32,0	26,0	63,85	154,87
760°	1. Probe	54,1	37,0	25,4	63,6	—
	2. Probe	54,6	38,3	26,8	64,85	—
	Mittel	54,4	37,7	26,1	64,23	151,52
790°	1. Probe	55,0	35,2	27,87	63,3	—
	2. Probe	54,3	37,1	27,53	64,65	—
	Mittel	54,7	36,2	27,7	63,98	151,42
810°	1. Probe	54,3	36,5	27,27	62,3	—
	2. Probe	54,7	36,3	27,33	62,9	—
	Mittel	54,5	36,4	27,3	62,6	148,52
830°	1. Probe	55,3	36,6	26,07	62,2	—
	2. Probe	54,1	35,9	25,53	62,1	—
	Mittel	54,7	36,3	25,8	62,15	152,86
860°	1. Probe	55,7	34,7	26,0	62,85	—
	2. Probe	55,2	36,0	24,6	63,2	—
	Mittel	55,5	35,4	25,3	63,03	156,33
910°	1. Probe	54,6	33,9	28,4	62,6	—
	2. Probe	54,6	33,9	27,2	63,7	—
	Mittel	54,6	33,9	27,8	63,15	154,96

Die Ergebnisse der Festigkeitsprüfung sind in der Tafel 1 graphisch zusammengestellt. Diese Tafel zeigt ebenfalls die Kurve der Korngrößen.



Kurventafel I.

Vergleicht man die Festigkeitszahlen miteinander, so findet man, daß die Festigkeit durch Glühen kaum verändert wird. Sie nimmt nur unwesentlich ab.

* Martens Materialienkunde für den Maschinenbau, S. 108.

Die Fließgrenze aber nimmt durch Glühen bei 700 ° C, also unterhalb der Umwandlungstemperatur, nicht unbedeutend ab. Bei 760 ° C erreicht sie aber fast wieder ihren Höchstwert, um von da an langsam, aber stetig abzunehmen. Die Dehnung nimmt durch das Glühen etwas zu. Bei 790 ° C besitzt die Kurve der Dehnungen ein Maximum. Dieser Wert wird aber auch bei 910 ° C noch einmal erreicht. Die Kontraktion wird durch das Glühen nur wenig verändert. Ueber 790 ° C hinaus scheint sie indessen dauernd abzunehmen, soweit sich das bis zu den gewählten Glühtemperaturen erkennen läßt. Die Kurve der Härtezahlen verläuft ähnlich der der Festigkeitszahlen bis auf eine größere Abweichung bei 810 ° C. Die Festigkeitszahlen lassen zwar keinen bestimmten Schluß auf die Temperatur der A_3-Umwandlung zu, doch deutet besonders die Fließgrenze darauf hin, daß diese Temperatur nahe bei 760 ° C liegen muß, was mit dem mikrographischen Befunde übereinstimmen würde.

Für das Material II, dessen Umwandlungstemperatur zu 771 ° C berechnet war, wurden folgende Glühtemperaturen gewählt: 650 °, 700 °, 750 °, 775 °, 800 °, 830 ° und 880 ° C. Die bei 650 ° C geglühten Proben (Abb. 23) zeigen den ungeglühten (Abb. 22) gegenüber insofern eine Aenderung, als die Ferritkörner ihre scharfe Begrenzung verloren haben. Auch der Perlit hat sich verändert. Er ist körnig geworden, wie Abb. 29 in 1000facher Vergrößerung deutlicher erkennen läßt. Die bei 700 ° C geglühten Proben (Abb. 24) zeigen ein für Glühtemperaturen unterhalb der Umwandlungstemperatur typisches, nämlich sehr verworrenes Gefüge. In diesem Falle ist neben dem stark körnigen Perlit der Ferrit in teilweise ziemlich großen Körnern vorhanden. Es liegt hier der Fall vor, daß beim Glühen unterhalb der Umwandlungstemperatur kleine Ferritkörner sich zu größeren zusammengezogen haben. Die bei 750 ° C geglühten Proben (Abb. 25) zeigen wieder ein normales Gefüge, das allerdings wegen der langen Glühdauer nicht so fein ist, wie das des ungeglühten Materials. Noch feiner als bei diesen Proben ist der Ferrit in den bei 775 ° C geglühten ausgeschieden (Abb. 26). In diesem Falle sind allerdings die gebildeten Zellen etwas größer als bei den vorhergehenden Proben. Abb. 30 zeigt in 1000facher Vergrößerung, daß der Perlit wieder in normaler, nämlich lamellarer Weise gebildet ist. Mit steigenden Glühtemperaturen nehmen nun die Ferritkörner an Größe zu und auch die gebildeten Zellen wachsen außerordentlich schnell. Abb. 27 zeigt das Gefüge der bei 800 ° C geglühten, Abb. 28 das der bei 880 ° C geglühten Proben. Aus dem mikrographischen Befund wäre also zu schließen, daß die Umwandlungstemperatur zwischen 750 und 775 ° C gelegen ist.

Die Ergebnisse der Festigkeitsuntersuchungen sind in der nachstehenden Tabelle zusammengestellt und in der Tafel 2 graphisch dargestellt.

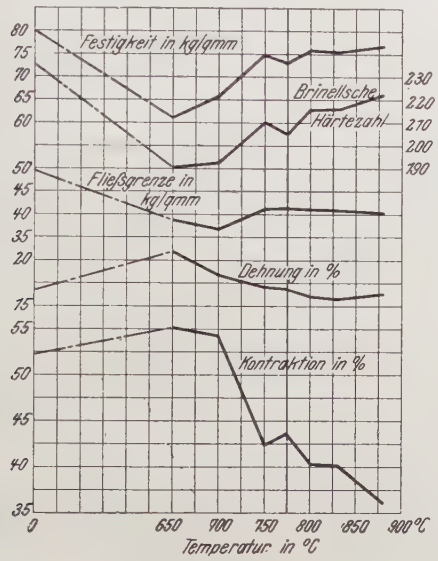
Vergleicht man die Festigkeitszahlen miteinander, so sieht man, daß bei diesem Material sowohl die Festigkeit, als auch die Fließgrenze durch Glühen unterhalb der Umwandlungstemperatur abnimmt, allerdings die Festigkeit in noch höherem Maße als die Fließgrenze. Die Fließgrenze steigt bis zur Glühtemperatur von 775 ° C wieder an und verändert sich bis zu der gewählten Höchsttemperatur kaum noch. Es scheint indessen, daß bei der Temperatur von 775 ° C der Wendepunkt für die Kurve der Fließgrenzen liegt, von dem aus sie zu niedrigeren Werten abfällt. Die Kurve der Festigkeit steigt von 650 ° C bis zur gewählten Höchsttemperatur ständig an, zeigt aber bei 775 ° C eine Unstetigkeit. Die Dehnung sowohl wie die Kontraktion nehmen durch Glühen bei 650 ° C beide zu. Mit steigenden Glühtemperaturen aber nehmen dann beide ab und besonders die Kontraktion fällt beträchtlich unter den ursprünglichen Wert. Bei 775 ° C zeigt die Kurve der Kontraktionen eine Unstetigkeit, die der der Festigkeit entspricht. Da die Kurve der Fließgrenze diese Unstetigkeit nicht zeigt, so könnte man sie vielleicht auf die Verfeinerung des Ferrits durch das Glühen zurückführen. Die Kurve der Härtezahlen verläuft ähnlich der der Festigkeitszahlen.

Glühtemp.		F kg/qmm	Fg kg/qmm	D %	K %	H
ungeglüht	1. Probe	79,8	50,1	15,8	52,75	—
	2. Probe	80,5	49,1	17,73	51,8	—
	Mittel	80,2	49,6	16,77	52,28	235,4
650°	1. Probe	61,3	39,2	20,93	56,75	—
	2. Probe	61,0	38,6	21,13	53,7	—
	Mittel	61,2	38,9	21,03	55,23	190,62
700°	1. Probe	63,8	36,7	18,33	54,25	—
	2. Probe	67,8	37,0	18,53	38,5*	—
	Mittel	65,8	36,9	18,43	54,25	192,36
750°	1. Probe	73,8	40,8	17,8	44,2	—
	2. Probe	75,7	41,7	16,47	40,7	—
	Mittel	74,8	41,3	17,14	42,45	210,13
775°	1. Probe	75,2	41,3	15,0	42,8	—
	2. Probe	71,2	41,4	18,6	44,6	—
	Mittel	73,2	41,4	16,8	43,7	205,15
800°	1. Probe	75,8	41,3	17,13	40,3	—
	2. Probe	75,9	41,1	15,2	40,4	—
	Mittel	75,9	41,2	16,17	40,35	215,57
830°	1. Probe	75,6	41,3	17,67	40,85	—
	2. Probe	75,6	39,8	13,87	39,5	—
	Mittel	75,6	41,1	15,77	40,18	216,22
880°	1. Probe	76,1	40,0	15,33	37,45	—
	2. Probe	77,4	40,7	17,33	34,7	—
	Mittel	76,8	40,4	16,33	36,08	222,26

Zusammenfassend läßt sich über die Wirkung des Glühens auf das Material sagen, daß es und zwar wohl infolge der langen Glühdauer, dadurch verschlechtert wurde. Von den geglühten Proben aber zeigen die bei 775 ° C geglühten wohl die beste Kombination von Festigkeitseigenschaften. Aber auch

* Die Probe ist im Körner gerissen. Der Wert für die Kontraktion ist von der Mittelbildung ausgeschlossen.

die bei 650 ° C geglühten Proben würden, da ihre Fließgrenze noch verhältnismäßig hoch liegt, ein gutes Material abgeben. Der eigenartige Verlauf der Festigkeitskurven erklärt sich daraus, daß bei dem vorliegenden Material der Perlit der Hauptgefügebestandteil ist. Wie schon oben gezeigt wurde ist dieser Perlit durch Glühen unterhalb der Umwandlungstemperatur körnig geworden. Dieser Vorgang ist so zu verstehen, daß sowohl die Ferrit- wie auch die Zementitlamellen sich zusammengezogen und dadurch vergröbert haben.* Infolgedessen ist der Perlit weicher geworden, wie aus den Kurven der Tafel 2 deutlich hervorgeht. Dieser Umstand ist bei der Glühbehandlung von Material mit höherem Kohlenstoffgehalt zu berücksichtigen. Handelt es sich dabei um die Beseitigung der Gußstruktur, so



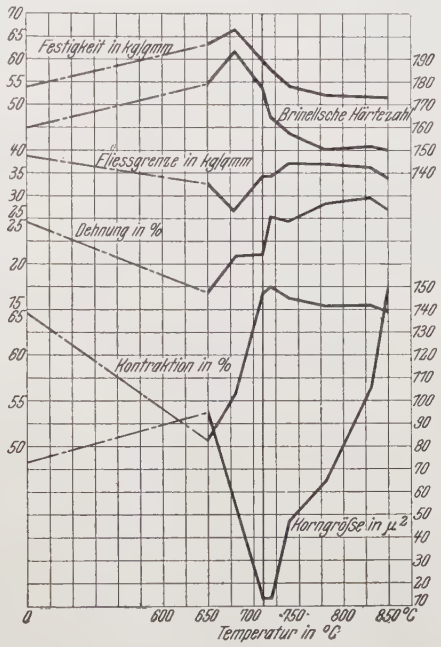
Kurventafel II.

kommt als Glühtemperatur natürlich nur die Temperatur der A_3-Umwandlung in Betracht. Liegt aber das Material in verfeinerter Form vor und beabsichtigt man, ihm durch Glühen eine höhere Dehnung und Kontraktion zu verschaffen, so ist es zweckmäßig, den lamellaren Perlit durch Glühen bei möglichst niedrigen Temperaturen in körnigen Perlit überzuführen.

Die Glühtemperaturen für das Material III, dessen Umwandlungstemperatur zu 707 ° C berechnet wurde, waren 650 °, 680 °, 710 °, 720 °, 740 °, 780 °, 830 ° und 850 ° C. Die letzte Probe wurde aber nicht wie die anderen Proben fünf Stunden lang bei der gleichen Temperatur geglüht, sondern sie wurde nur zwei Stunden bei 850 ° C und darauf drei Stunden bei 710 ° C geglüht. Abb. 31 zeigt das Aussehen des ungeglühten Materials. Das bei 650 ° C geglühte Material (Abb. 32) zeigt keine Verfeinerung des Ferrits, und der Perlit ist in Schnüren angeordnet,

* Goerens: Metallographie S. 166 u. 167.

wie das auch beim Material I der Fall war. Ein ähnliches Aussehen zeigen die bei 680 ° C geglühten Proben, doch ist der Ferrit etwas feiner geworden (Abb. 33). Die bei 710 ° C (Abb. 34) und bei 720 ° C geglühten Proben zeigen ein außerordentlich feines Gefüge. Bei dem vorliegenden Material vollziehen sich offenbar infolge des hohen Nickelgehaltes die Umwandlungen sehr langsam, so daß die lange Glühdauer nicht ausreichte, um wieder eine stärkere Vergröberung des Materials zu bewirken. Mit steigenden Glühtemperaturen nimmt dann die Korngröße des Materials wieder stetig zu. Abb. 35 zeigt das Gefüge der bei 740 ° C geglühten Proben, Abb. 36 das der



Kurventafel III.

bei 850 ° C und darauf bei 710 ° C geglühten Proben. Das Gefüge der letzteren entspricht natürlich der Temperatur von 850 ° C. Die Festigkeitszahlen für dieses Material gibt die nächste Tabelle wieder. In der Tafel 3 sind sie graphisch zusammengestellt. Diese Tafel zeigt auch den Verlauf der Veränderungen der Korngröße.

Der Einfluß des Glühens auf das Material zeigt sich in einer Zunahme der Festigkeit bis zur Glühtemperatur von 680 ° C, während gleichzeitig die Fließgrenze abnimmt. Während nun von 680 ° C an die Festigkeit stetig abnimmt, steigt von dieser Temperatur an die Fließgrenze und erreicht bei 740 ° C ihren Höchstwert. Von da an nimmt auch sie wieder stetig ab. In ähnlicher Weise wie die Kurve der Festigkeit verläuft die der Härte. Die Dehnung und Kontraktion nehmen durch das Glühen bei 650 ° C ziemlich stark ab. Von dieser Temperatur an steigt dann die Dehnung in ziemlich unregelmäßiger Weise. Bei 720 ° C geht sie über ihren ursprünglichen Wert hinaus, um aber noch weiter zu steigen. Die

Kontraktion aber erreicht bei 720 ° C ihren Höchstwert und fällt von da an stetig. Während die mikrographische Untersuchung darauf schließen läßt, daß die A_3-Umwandlung etwa zwischen 710 und 720 ° C vor sich geht, deutet zwar die Kurve der Kontraktionen auch auf diese Temperatur hin, indessen sind, besonders bei Berücksichtigung der Werte für die Fließgrenze, die Festigkeitszahlen für die höheren Glühtemperaturen ebenso günstig wie die für die genannte Temperatur.

Glühtemp.		F kg/qmm	Fg kg/qmm	D %	K %	H
ungeglüht	1. Probe	53,9	38,7	24,93	65,0	—
	2. Probe	53,6	39,1	24,53	64,4	—
	Mittel	53,8	38,9	24,73	64,7	159,62
650°	1. Probe	60,9	28,5	19,4	55,7	—
	2. Probe	65,6	36,9	14,47	45,6	—
	Mittel	63,3	32,7	16,94	50,65	179,16
680°	1. Probe	66,4	25,5	22,8	57,6	—
	2. Probe	66,6	27,7	18,87	53,8	—
	Mittel	66,5	26,6	20,84	55,7	193,5
710°	1. Probe	58,8	33,7	21,53	66,7	—
	2. Probe	60,8	34,9	20,67	66,8	—
	Mittel	59,8	34,3	21,1	66,75	177,9
720°	1. Probe	58,3	34,4	25,47	67,6	—
	2. Probe	57,5	34,3	24,87	67,6	—
	Mittel	57,9	34,4	25,17	67,6	164,89
740°	1. Probe	53,9	36,6	27,27	66,3	—
	2. Probe	54,4	37,7	22,27	66,25	—
	Mittel	54,2	37,2	24,77	66,28	157,59
780°	1. Probe	52,0	37,1	25,33	64,0	—
	2. Probe	52,2	37,1	27,8	66,8	—
	Mittel	52,1	37,1	26,57	65,4	150,58
830°	1. Probe	51,9	36,1	27,73	65,65	—
	2. Probe	51,8	36,2	26,93	65,3	—
	Mittel	51,9	36,2	27,33	65,48	151,7
850° bis 710°	1. Probe	51,6	34,3	25,06	63,9	—
	2. Probe	51,75	33,4	27,07	65,6	—
	Mittel	51,7	33,9	26,07	64,75	149,98

Das Material III ist noch deswegen von Interesse, weil es zur Herstellung einer großen Welle gedient hatte, die beim Kröpfen Risse bekam. Als Festigkeitszahlen für Proben von dieser Welle waren folgende Zahlen angegeben worden:

F = 61,7, Fg = 39,8, D = 17 %, K = 41,3 %.

Der Wert für die Fließgrenze ist sehr gut, doch sind Dehnung und Kontraktion sehr niedrig. Als Ursache der Rißbildung waren örtliche Ursachen festzustellen, doch zeigt das Gefüge der Welle (Abb. 37) deutliche Ueberhitzungserscheinungen.

Die Glühversuche an den Materialien I bis III lassen also keine sehr deutlichen Schlüsse auf die Lage der Temperatur der A_3-Umwandlung zu, was einmal darauf zurückzuführen ist, daß das Material schon in verfeinerter Form vorlag. Anderseits aber prägt sich auch in den durch die Zerreißprobe gewonnenen Festigkeitszahlen eine Verfeinerung des Gefüges nicht in sehr scharfer Weise aus. Vielmehr ist das bei stoßweiser Beanspruchung der Fall, worauf häufig hingewiesen ist. Die Kerbschlagprobe in ihrer Anwendung auf ein Material, das im gegossenen Zustande vorliegt und durch Glühen verfeinert wird, scheint darum eher geeignet zu sein, einen Rückschluß auf die Lage der Temperatur der A_3-Umwandlung zu ermöglichen. Derartigen Versuchen sollte das Material IV von folgender Zusammensetzung dienen:

C	Ni	Mn	Cu	P	S
0,23	3,03	0,74	0,135	0,010	0,035

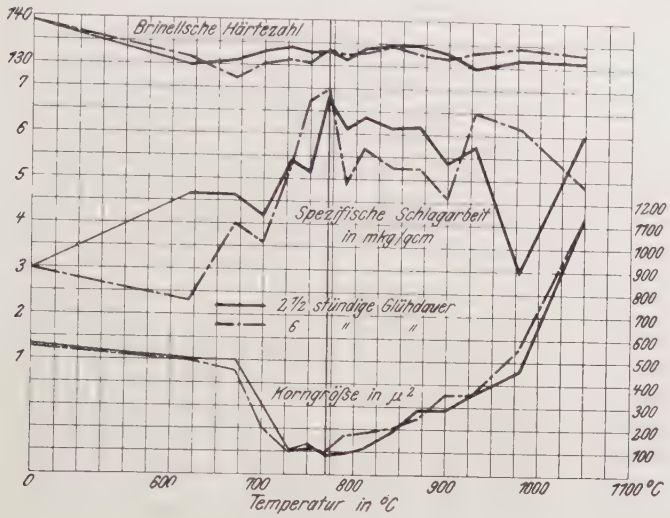
Dieses Material war in Form eines runden Gußblocks vorhanden. Seine Form und die Verteilung seiner Lunker gestattete es nicht, andere Proben daraus herzustellen, als kleine Schlagproben mit einem Durchmesser von 10 mm im Quadrat. Es wurden aus dem Block Probestücke von 160 mm Länge und einem Querschnitt von 20 × 40 mm so herausgeschnitten, daß sie alle symmetrisch zur Blockmitte lagen. Dadurch sollten durch Seigerungen bewirkte Verschiedenheiten in der Zusammensetzung zwischen Blockmitte und Blockrand, wie sie bei gegossenen Blöcken häufig sind, nach Möglichkeit ausgeschaltet werden. Die Probestücke wurden, wie es oben beschrieben worden ist, in der Gasmuffel geglüht, und dann wurden aus jedem Stück zwei Schlagproben hergestellt. Wegen der geringen Abmessungen der Probestücke schien eine Glühdauer von zweieinhalb Stunden dazu auszureichen, daß sich die durch die Glühtemperatur bewirkten Unterschiede in Gefüge und Schlagfestigkeit deutlich ausprägen konnten. Die Glühtemperaturen waren: 620 °, 670 °, 700 °, 730 °, 750 °, 770 °, 790 °, 810 °, 840 °, 870 °, 900 °, 930 °, 980 ° und 1050 ° C. Als Temperatur der A_3-Umwandlung war eine Temperatur von 770 ° C berechnet worden.

Das Gefüge des ungeglühten Materials (Abb. 38) zeigt die charakteristische Gußstruktur, und sie überwiegt im Gefüge bei den beiden untersten Glühtemperaturen von 620 ° C und 670 ° C. Die bei 700 ° C und bei 730 ° C (Abb. 39) geglühten Proben zeigen eine Verfeinerung, jedoch sind die Spuren der Gußstruktur im Vorhandensein von bevorzugten Kristallisationsrichtungen noch unverkennbar. Die bei 750 ° C geglühten Proben zeigen eine starke Verfeinerung des Gefüges, jedoch deutet die Verteilung des Ferrits und Perlits noch auf die Gußstruktur hin. Das bei 770 ° C geglühte Material (Abb. 40) zeigt ein sehr verfeinertes Gefüge und normale Verteilung von Ferrit und Perlit. Ein ähnliches Aussehen zeigen die bei 790 ° C und bei 810 ° C geglühten Proben, doch hat die Korngröße der letzteren schon etwas zugenommen. Mit steigenden Glühtemperaturen wächst die Korngröße dann weiter. Abb. 41 zeigt das Gefüge der bei 840 ° C geglühten Proben. Die bei 930 ° C geglühten Proben zeigen wieder die ersten Anzeichen von Gußstruktur, die bei 1050 ° C (Abb. 42) schon ziemlich ausgeprägt vorhanden ist. Die mikrographische Untersuchung läßt sehr deutlich darauf schließen,

daß die A_3-Umwandlung bei der berechneten Temperatur von 770 ° C vollzogen ist.

Die folgende Tabelle gibt die spezifische Schlagarbeit für die Proben in mkg/qcm. Außerdem sind in dieser Tabelle die Brinellschen Härtezahlen angegeben, die, wie aus den Ergebnissen an den Materialien I bis III ersichtlich ist, einen Schluß auf den Verlauf der Festigkeitskurve zulassen.

Die Festigkeits- und Härtezahlen sind in der Tafel 4 graphisch zusammengestellt, die auch die Kurve der Korngrößen zeigt.



Kurventafel IV.

	Spez. Schlagarbeit			Brinellsche Härtezahl
Glühtemp.	1. Probe	2. Probe	Mittel	Mittel
ungegl.	2,57	3,37	2,97	139,14
620°	4,84	4,45	4,65	129,65
670°	4,11	5,16	4,63	130,76
700°	4,67	3,69	4,18	133,0
730°	4,97	5,85	5,41	133,74
750°	5,37	4,97	5,17	132,8
770°	6,26	7,22	6,74	133,17
790°	6,23	5,98	6,11	131,34
810°	6,38	6,34	6,36	133,85
840°	6,31	5,94	6,13	134,49
870°	6,02	6,30	6,16	134,57
900°	5,85	4,82	5,36	132,96
930°	5,67	5,77	5,72	129,77
980°	2,99	2,97	2,98	131,44
1050°	5,44	6,58	6,01	131,15

Aus den Festigkeitszahlen geht hervor, daß durch das Glühen zunächst eine Erhöhung der Schlagfestigkeit bewirkt wird. Sie erreicht ihren Höchstwert bei 770 ° C und nimmt dann mit steigender Glühtemperatur wieder ab. Bei 980 ° C ist die Schlagfestigkeit wieder bis auf den sehr niedrigen Wert für das ungeglühte Material gesunken. Die Schlagfestigkeit der bei 1050 ° C geglühten Proben liegt allerdings wieder abnorm hoch. Aus den Ergebnissen der Prüfung auf Schlagfestigkeit würde sich also wie aus der mikroskopischen Untersuchung ergeben, daß die A_3-Umwandlung bei 770 ° C vollendet ist. Die Kurve der Härtezahlen zeigt keinen besonders charakteristischen Verlauf. In Abb. 43 zeigt die untere Reihe das Bruchaussehen der besprochenen Schlagproben. Die mit einem Kreuzchen bezeichnete Probe ist die bei 770 ° C geglühte. Die Proben links von ihr sind die bei niedrigeren Temperaturen geglühten, während die Proben rechts von ihr die bei höheren Temperaturen geglühten sind. Man erkennt aus dieser Abbildung, daß der Bruch der unterhalb 770 ° C geglühten Proben grobkörnig ist. Bei 770 ° C wird der Bruch feinkörnig und bleibt es bei den höheren Glühtemperaturen. Erst bei den bei 980 ° C und 1050 ° C geglühten Proben ist die mikrographisch festgestellte starke Vergröberung des Korns auch in einem etwas gröberen Korn der Bruchflächen dieser Proben erkennbar.

Es sollte nun einmal festgestellt werden, wieweit eine längere Glühdauer das Gefüge und die Schlagfestigkeit der Proben ungünstig beeinflussen kann. Zu diesem Zwecke wurden weitere Probestücke von den oben angegebenen Abmessungen bei den gleichen Glühtemperaturen wie die erste Versuchsreihe geglüht, jedoch war die Glühdauer bei dieser zweiten Versuchsreihe auf sechs Stunden erhöht worden.

Das Aussehen des Gefüges dieser Proben entspricht ziemlich dem Gefüge der Proben der ersten Versuchsreihe. Bei 750 ° C zeigen die Proben allerdings keine deutlichen Spuren von Gußstruktur mehr. Die bei 770 bis 840 ° C geglühten Proben zeigen den Ferrit in nur unwesentlich größeren Körnern als die entsprechenden Proben der ersten Versuchsreihe. Mit höheren Glühtemperaturen aber nimmt dann die Größe der Ferritkörner etwas schneller zu, als bei der ersten Versuchsreihe. Die bei 1050 ° C geglühte Probe zeigt schon eine ziemlich ausgebildete Gußstruktur.

Die folgende Tabelle gibt die Schlagfestigkeiten und die Brinellschen Härtezahlen dieser zweiten Versuchsreihe:

	Spez. Schlagarbeit			Brinellsche Härtezahl
Glühtemp.	1. Probe	2. Probe	Mittel	Mittel
ungegl.	2,57	3,37	2,97	139,14
620°	2,42	2,20	2,31	131,6
670°	4,22	3,86	4,04	127,04
700°	4,41	2,81	3,61	130,2
730°	5,68	4,78	5,23	131,22
750°	7,48	5,88	6,68	130,67
770°	7,25	6,69	6,97	133,13
790°	4,62	5,16	4,89	132,51
810°	5,23	6,14	5,68	132,87
840°	5,39	5,15	5,27	134,37
870°	5,13	5,39	5,26	132,64
900°	4,43	4,74	4,59	131,72
930°	6,93	6,04	6,48	133,17
980°	6,35	5,97	6,16	134,34
1050°	4,62	5,16	4,89	133,02

In der Tafel 4 stellen die punktierten Kurven die Festigkeits-, die Härtezahlen und die Korngrößen dieser Versuchsreihe graphisch dar.

Interessant ist der Vergleich der Schlagfestigkeit dieser Versuchsreihe mit der der ersten Versuchsreihe. Auch bei sechsstündiger Glühdauer liegt der Höchstwert der Schlagfestigkeiten bei 770 ° C, und zwar ist er etwas höher als der der ersten Versuchsreihe. Aber auch die bei 750 ° C geglühten Proben erreichen fast diesen Wert, und ihre Schlagfestigkeit ist wesentlich höher als die der bei 750 ° C geglühten Proben mit kürzerer Glühdauer. Dagegen sind die Schlagfestigkeiten der Proben mit sechsstündiger Glühdauer bei Glühtemperaturen unter 750 ° C und über 770 ° C niedriger als die der Proben mit kurzer Glühdauer, bis auf einzelne Abweichungen, bei 930 ° C und 980 ° C, die der unstetige Verlauf der Kurve bewirkt. Daraus ist zu folgern, daß eine lange Glühdauer bei Temperaturen in der Nähe der Umwandlungstemperatur weniger ungünstig auf die Festigkeitseigenschaften einwirkt als bei höheren Temperaturen. Bei Glühtemperaturen, die wenig unterhalb der Umwandlungstemperatur gelegen sind, kann eine längere Glühdauer insofern günstig wirken, als dabei die Gußstruktur vollständiger beseitigt wird, als bei kurzen Glühdauern. Das stimmt mit dem mikrographischen Befunde überein, aus dem auch hervorgeht, daß in der Nähe der Umwandlungstemperatur das Wachstum der Ferritkörner mit der Glühdauer nicht in dem Maße zunimmt, wie bei höheren Temperaturen.

Die Kurve der Härtezahlen zeigt auch bei dieser Versuchsreihe keinen besonders charakteristischen Verlauf. Ein Vergleich der Härtekurven der ersten und der zweiten Versuchsreihe miteinander aber zeigt, daß bis zu 770 ° C die Härtezahlen bei langer Glühdauer niedriger sind als bei kurzer Glühdauer, während sie bei 770 ° C annähernd den gleichen Wert erreichen. Aus dem weiteren Verlauf der Kurven aber lassen sich wegen ihres unstetigen Verlaufs keine bestimmteren Schlüsse ziehen.

In Abb. 43 zeigt die obere Probenreihe das Bruchaussehen der Schlagproben der Versuchsreihe mit langer Glühdauer. Das Aussehen entspricht dem der unteren Reihe, jedoch zeigt die bei 750 ° C geglühte Probe der oberen Reihe einen feineren Bruch, als die der unteren Reihe.

Um auch die Einwirkung verschiedener Glühtemperaturen auf Schlagproben aus einem geschmiedeten Material festzustellen, wurden weitere Versuche an einem Material V mit folgender Zusammensetzung vorgenommen:

C	Ni	Mn
0,27	1,8	0,88

Die Temperatur der A_3-Umwandlung für dieses Material wurde zu 800 ° C berechnet. Es war von diesem Material ein großer rohgeschmiedeter Block vorhanden. Das Gefüge des unbehandelten Materials (Abb. 44) zeigt jedoch noch deutliche Spuren von Ueberhitzung, so daß im Gegensatz zu dem Material I von ähnlicher Zusammensetzung in diesem Falle mit einer Verfeinerung durch das Glühen zu rechnen ist. Aus dem Material wurden Probestücke von 160 mm Länge und einem Querschnitt von 40 × 40 mm geschnitten, aus denen nach der Glühung Schlagproben hergestellt wurden. Die Möglichkeit des Vorhandenseins von Seigerungen in dem Versuchsblock wurde bei dieser Versuchsreihe dadurch berücksichtigt, daß für jede Glühtemperatur eine Probe vom Rande und eine Probe aus dem Innern des Blockes gewählt wurde. Die Abmessungen der Schlagprobe waren die der großen Normalprobe, 30 × 30 × 160 mm. Die Probestücke wurden bei 730 °, 780 °, 800 °, 820 °, 850 °, 880 °, 930 ° und 1000 ° C geglüht. Die Glühdauer betrug sechs Stunden.

Im ungeglühten Material (Abb. 44) sind, wie gesagt, die Spuren der Ueberhitzung noch deutlich. Auch in dem bei 730 ° C geglühten Material ist, trotzdem eine Verfeinerung eingetreten ist, die Gußstruktur noch nicht verschwunden (Abb. 45). Dagegen zeigen die bei 780 ° C geglühten Proben ein gutes verfeinertes Gefüge, und die Verfeinerung nimmt in den bei 800 ° C geglühten Proben noch zu (Abb. 46). Ein ähnliches Gefüge zeigen die bei 820 ° C geglühten Proben. Bei der nächsten Glühtemperatur, 850 ° C, macht sich schon eine beginnende Vergröberung des Kornes bemerkbar (Abb. 47), und die bei 1000 ° C geglühten Proben zeigen wieder deutliche Ueberhitzungserscheinungen.

Die folgende Tabelle gibt die Schlagfestigkeit und die Brinellschen Härtezahlen der Versuchsreihe:

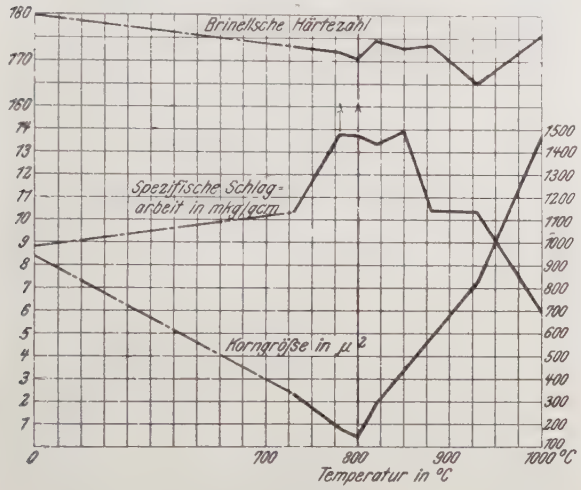
	Spez. Schlagarbeit			Brinellsche Härtezahl
Glühtemp.	1. Probe	2. Probe	Mittel	Mittel
ungegl.	8,58	9,08	8,83	179,93
730°	10,94	9,73	10,34	173,12
780°	11,73	über 15,82*	über 13,78	171,9
800°	12,44	über 15,00**	über 13,72	170,61
820°	13,27	13,48	13,38	174,46
850°	14,22	13,66	13,94	172,78
880°	10,78	10,02	10,40	173,4
930°	10,47	10,22	10,35	165,14
1000°	4,64	7,37	6,01	175,5

In Tafel 5 sind diese Zahlen und die Korngrößen graphisch aufgetragen. Die Schlagarbeit des Pendelhammers bei dieser Versuchsreihe betrug 71,7 mkg. Aus den Zahlen der Tabelle geht hervor, daß die Schlagfestigkeit mit der Glühtemperatur zunächst bis 780 ° C steigt. Bei dieser Temperatur ist eine der beiden Proben nicht gebrochen. Aus ihren Abmessungen und der Arbeitsleistung des Hammers ergibt sich die oben angegebene Zahl. Die oberste Probe in der Abb. 48 zeigt das Aussehen dieser Probe.

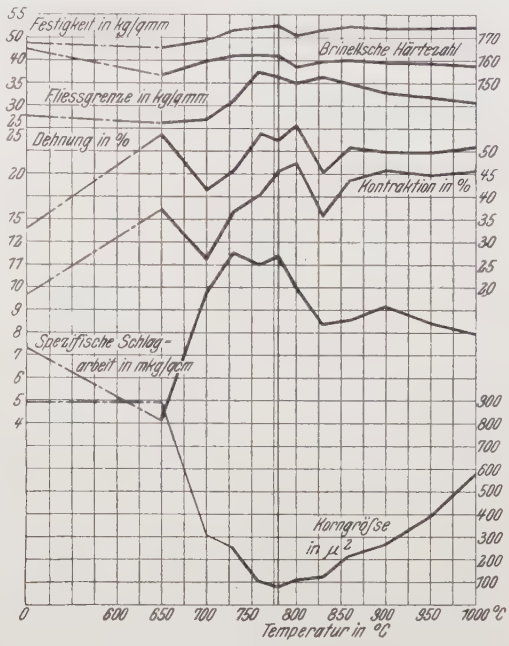
* Die Probe ist nicht gebrochen. S. Abb. 48, oberste Probe.

** Die Probe ist nicht gebrochen. S. Abb. 48, mittlere Probe.

Man sieht, daß die Probe Seitenrisse bekommen hat. Der Biegungswinkel beträgt 151 °. Bei der nächsten Glühtemperatur, 800° C. ist ebenfalls eine der beiden Proben nicht gebrochen. Ihr Aussehen zeigt die mittlere Probe der Abb. 48. Die Probe war frei von Seitenrissen. Ihr Biegungswinkel beträgt 158 °. Bis zu einer Glühtemperatur von 850 ° C zeigen die Schlagfestigkeiten der Proben noch sehr gute Werte. Mit steigenden Glühtemperaturen nehmen sie dann ab und gehen bei 1000 ° C bis unter den ursprünglichen Wert. Berücksichtigt man die hohen Werte der Schlagfestigkeit der beiden nicht gebrochenen Proben, so wäre aus der Festigkeitsuntersuchung wie aus dem mikrographischer Befund zu schließen, daß die A_3-Umwandlung zwischen 780 ° und 800° C beendet ist. Aus den Härtezahlen lassen sich auf diese Umwandlung keine Schlüsse ziehen. Das Bruch-



Kurventafel V.



Kurventafel VI.

aussehen der Schlagproben läßt erkennen, daß bei 780 ° C der Bruch feiner geworden ist und daß die bei 800 ° C geglühte Probe eine noch bessere Kontraktion als jene aufweist.

Es sollte nun einmal festgestellt werden, ob und wieweit sich eine Verbesserung der Schlagfestigkeit durch eine kürzere Glühdauer erzielen ließ. Zu diesem Zwecke wurden zwei Probestücke bei 800 ° C nur eine Stunde lang geglüht. Die daraus hergestellten Schlagproben ergaben folgende Festigkeitszahlen:

	Spez. Schlagarbeit			Brinellsche Härtezahl
Glühtemp.	1. Probe	2. Probe	Mittel	Mittel
800°	14,54	über 18,00	über 16,27	174,8

Die zweite der beiden Proben ist nicht gebrochen. Da in diesem Falle die Schlagarbeit des Pendelhammers 80,7 mkg betrug, so ergab sich die oben angegebene Festigkeitszahl. Das Aussehen der Probe zeigt die unterste Probe in Abb. 48. Man erkennt daraus, daß Seitenrisse bei dieser Probe nicht aufgetreten sind. Der Biegungswinkel beträgt 152 °.

Es ist schon oben darauf hingewiesen worden, daß für die Versuchsreihen eine ziemlich lange Glühdauer gewählt wurde, damit Unterschiede der durch verschiedene Glühtemperaturen bewirkten Ergebnisse sich möglichst deutlich ausprägen konnten. Aus dem letzten Versuch aber geht hervor, daß zur Erreichung einer möglichst hohen Schlagfestigkeit für die Proben von den genannten Abmessungen eine Glühdauer von einer Stunde ausreichend war. Auch die Verfeinerung durch das Glühen bei dieser Glühdauer ist vollzogen, wie die mikrographische Untersuchung zeigte.

Als letztes Material wurde das Material VI von folgender Zusammensetzung zu Festigkeitsuntersuchungen verwendet:

C	Ni	Mn
0,24	3,02	0,44

Die für dieses Material berechnete Temperatur der A_3-Umwandlung beträgt 785 ° C.

Dieses Material lag in Form eines sehr dichten und lunkerfreien größeren Gußblocks vor. Es wurden daraus Probestücke für Zerreißstäbe mit 15 mm Φ, für große Schlagproben und für magnetische Messungen entnommen, wobei bei der Zusammenstellung der Proben immer auf die Seigerungen im Blocke Rücksicht genommen wurde. Es erklären sich daraus die Abweichungen unter den Proben gleicher Glühtemperatur. Die Abmessungen der Probestücke für die Zerreißproben und Schlagproben waren die gleichen wie bei den Materialien I bis III und V. Die Glühdauer betrug sechs Stunden.

Die Glühtemperaturen für das Material VI waren 650°, 700°, 730°, 760°, 780°, 800°, 830°, 860°, 900 °, 950 ° und 1000 ° C. Das ungeglühte Material

zeigt die typische Gußstruktur. In dem bei 730 ° C geglühten und ziemlich verfeinerten Material sind die Spuren der Gußstruktur noch deutlich. Auch in dem bei 760 ° C geglühten Material sind noch Andeutungen davon in der Verteilung von feinen und groben Körnern zu erkennen (Abb. 49). Die bei 780 ° C geglühten Proben zeigen ein gleichmäßig verfeinertes Gefüge (Abb. 50). Ein ähnliches Aussehen zeigt das bei 800 ° C geglühte Material. Mit steigenden Glühtemperaturen nimmt dann die Korngröße sehr schnell wieder zu. Aus dem Gefüge der Proben läßt sich schließen, daß die Temperatur der A_3-Umwandlung bei etwa 780 ° C liegt.

Die Ergebnisse der Festigkeitsuntersuchungen, sowohl an den Zerreißproben wie an den Schlagproben, gibt die nächste Tabelle. Die Zahlen dieser Tabelle sind in der Tafel 6 graphisch zusammengestellt. Diese Tafel zeigt auch die Kurve der Korngröße.

Glühtemperatur		F kg/qmm	Fg kg/mm	D %	K %	H	Spez. Schlagarbeit mkg/qcm
ungeglüht	1. Probe	50,8	28,95	18,67	25,4	—	7,20
	2. Probe	47,0		9,13	11,25	—	7,43
	Mittel	48,9	27,6	13,9	18,33	165,15	7,32
650°	1. Probe	47,6	26,15	23,32	32,32	—	5,12
	2. Probe	48,0	26,2	25,32	42,15	—	3,20
	Mittel	47,8	26,2	24,32	37,24	153,44	4,16
700°	1. Probe	50,1	27,0	21,2	33,65	—	11,28
	2. Probe	48,6	26,7	15,32	19,04	—	8,28
	Mittel	49,4	26,9	18,26	26,35	159,66	9,78
730°	1. Probe	51,2	29,85	20,53	38,45	—	11,87
	2. Probe	51,9	31,88	20,0	34,86	—	11,18
	Mittel	51,6	30,9	20,27	36,66	161,5	11,53
760°	1. Probe	51,8	36,95	24,8	41,0	—	10,98
	2. Probe	52,5	37,6	24,0	40,15	—	11,00
	Mittel	52,2	37,3	24,4	40,58	162,0	10,99
780°	1. Probe	52,4	36,4	24,47	48,6	—	11,63
	2. Probe	52,8	36,4	22,87	42,1	—	11,04
	Mittel	52,6	36,4	23,67	45,4	161,86	11,34
800°	1. Probe	50,3	34,8	23,53	47,3	—	9,23
	2. Probe	50,3	35,4	27,2	47,25	—	10,14
	Mittel	50,3	35,1	25,37	47,28	157,15	9,69
830°	1. Probe	52,4	37,0	24,07	46,7	—	9,83
	2. Probe	50,7	35,7	16,2	24,95	—	6,95
	Mittel	51,6	36,4	20,14	35,83	159,0	8,39
860°	1. Probe	52,4	34,4	22,87	41,8	—	8,28
	2. Probe	52,3	35,3	22,87	45,72	—	8,83
	Mittel	52,4	34,9	22,87	43,76	159,7	8,56
900°	1. Probe	52,0	33,4	23,0	47,0	—	8,87
	2. Probe	52,0	32,3	22,0	44,95	—	9,44
	Mittel	52,0	32,9	22,5	45,98	159,06	9,15
950°	1. Probe	52,1	32,4	22,67	44,15	—	8,91
	2. Probe	52,1	31,6	22,2	45,6	—	7,95
	Mittel	52,1	32,0	22,44	44,88	158,83	8,43
1000°	1. Probe	52,5	30,7	22,32	43,2	—	7,37
	2. Probe	52,2	30,7	23,8	48,25	—	8,60
	Mittel	52,4	30,7	23,06	45,73	157,55	7,98

Ein Vergleich der Festigkeitszahlen zeigt, daß Festigkeit und Fließgrenze durch das Glühen bei 650 ° C noch unter ihren ursprünglichen Wert sinken, während Dehnung und Kontraktion gleichzeitig zunehmen. Das Aussehen der zerrissenen Stäbe ist narbig. Bei höheren Temperaturen steigt dann die Festigkeit und Fließgrenze, während Dehnung und Kontraktion zunächst noch einmal abnehmen, um dann auch beide zu steigen. Die Kurve der Festigkeit zeigt ein Maximum bei 780 ° C, die der Fließgrenze ein solches bei 760 ° C, wobei aber der Wert für die Fließgrenze bei 780 ° C auch noch sehr hoch ist. Kontraktion und Dehnung zeigen ebenfalls bei 780 ° C hohe Werte, ihr Maximum aber liegt erst bei 800 ° C. Bei höheren Glühtemperaturen verändert die Festigkeit sich nur wenig, dagegen nimmt die Fließgrenze stetig ab. Dehnung und Kontraktion zeigen keine stetige Abnahme, doch erreichen sie den Höchstwert bei 800° C, bei höheren Temperaturen nicht mehr. Da theoretisch bei noch stärkerer Ueberhitzung infolge der wieder auftretenden Gußstruktur die Festigkeitszahlen sich den ursprünglichen Werten für das gegossene Material wieder nähern müssen, so ist anzunehmen, daß Dehnung und Kontraktion bei weiterer Steigerung der Glühtemperaturen sehr schnell fallen würden. Charakteristisch ist es, daß bis zu einer Glühtemperatur von 730 ° C das Aussehen sämtlicher Zerreißproben knitterig oder narbig ist. Von 760° C an aber sind die zerrissenen Proben vollständig glatt und erst bei 950 und 1000° C beginnen sie wieder krispelig zu werden. Die Kurve der Härtezahlen verläuft wie die der Festigkeiten. Die spezifische Schlagarbeit nimmt wie die Festigkeit und die Fließgrenze durch Glühen bei 650 ° C noch ab, steigt dann aber sehr schnell an und erreicht schon bei 730 ° C einen sehr hohen Wert und verändert sich dann bis 780 ° C nur unwesentlich. Mit steigenden Glühtemperaturen nimmt die Schlagfestigkeit dann aber schnell und stetig ab.

Abb. 51 zeigt das Bruchaussehen der Schlagproben. Schon bei 730 ° C ist eine starke Verfeinerung des vorher groben Bruchkornes eingetreten. Diese Verfeinerung nimmt bei 760 und 780° C noch etwas zu.

Beurteilt man die Güte des bei den verschiedenen Temperaturen geglühten Materials nach der Gesamtheit seiner Festigkeitseigenschaften, so findet man, daß diese bei einer Glühtemperatur von etwa 780 ° C am vorteilhaftesten verändert worden sind. Bei

780 ° C zeigen sämtliche Festigkeitseigenschaften nur geringe Abweichungen von ihrem Höchstwert. Auch die Ergebnisse bei 760 ° C sind gut, abgesehen von der etwas niedrigeren Kontraktion. Bei 800 ° C hat die Schlagfestigkeit schon merklich abgenommen, während alle übrigen Festigkeitseigenschaften bei dieser Temperatur gute Werte aufweisen. Wie gesagt aber, hat das Glühen des Materials bei Temperaturen, die in der Nähe der berechneten Temperatur von 785 ° C liegen, die Festigkeitseigenschaften des gegossenen Materials in der vorteilhaftesten Weise verbessert.

Mit einer weiteren Reihe von Schlagproben wurden Versuche über den Einfluß der Glühdauer auf die Schlagfestigkeit angestellt, die gleichzeitig zeigen sollten, wieweit durch eine geeignete Wärmebehandlung die Schlagfestigkeit dieses Materials erhöht werden konnte. Zu diesem Zweck wurden zwei Probestücke von den oben angegebenen Abmessungen in den auf 1000 ° C erhitzten Muffelofen gebracht, um so möglichst schnell die gewünschte Temperatur zu erreichen. Diese wurde mit dem optischen Pyrometer nach Holborn und Kurlbaum gemessen. Als nach etwa 20 Minuten die Proben aus dem Ofen genommen wurden, um in Kieselgur abzukühlen, hatten sie allerdings schon eine Temperatur von 850 ° C statt der gewünschten von 780 ° C erreicht. Zwei weitere Probestücke wurden in den kalten Ofen eingesetzt und mit ihm in etwa einer Stunde auf 780 ° C erhitzt. Der Ofen wurde dann abgestellt und die Proben erkalteten wie alle übrigen Proben im Ofen. In diesem wie in den übrigen Fällen wurde die Temperatur wieder in der gewöhnlichen Weise mit dem Le Chatelierschen Thermoelement gemessen. Zwei Proben wurden eine halbe Stunde lang bei 780 ° C geglüht, zwei weitere eine Stunde und zwei andere zwei Stunden. Das Schlußglied dieser Reihe bilden die oben angeführten sechs Stunden lang bei 780 ° C geglühten Proben. Das Gefüge der fünf ersten Glieder dieser Reihe zeigen die Abb. 52 bis 56. Die schnell auf 850 ° C erhitzte Probe (Abb. 52) zeigt sehr kleine neben größeren Körnern. Die langsam auf 780 ° C erhitzte Probe zeigt ein gleichmäßig feines Gefüge (Abb. 53). In der eine halbe Stunde geglühten Probe wurden noch Spuren von Gußstruktur gefunden (Abb. 54). Die eine und zwei Stunden lang geglühten Proben zeigen gegenüber den anderen Proben kaum eine wesentliche Vergrößerung der Ferritkörner. Das beweist wieder, daß in der Nähe der Temperatur der A_3-Umwandlung das Wachsen der Ferritkörner mit der Glühdauer nur sehr langsam erfolgt. Bei den sechs Stunden lang geglühten Proben (Abb. 50) ist allerdings schon eine merkliche Vergrößerung der Ferritkörner festzustellen. Die Schlagfestigkeiten der Proben dieser Versuchsreihe gibt die nächste Tabelle.

Man ersieht aus diesen Zahlen, daß die Schlagfestigkeit der Proben bei der kürzesten Glühdauer bei 780 ° C die höchsten Werte erreicht. Mit der Glühdauer nimmt sie dann stetig ab. Die schnell

Behandlung	Spez. Schlagarbeit mkg/qcm		
	1. Probe	2. Probe	Mittel
schnell auf 850° erhitzt . .	13,26	12,42	12,84
langsam auf 780° erhitzt .	14,99	12,85	13,92
½ Std. bei 780° geglüht .	12,85	12,94	12,90
1 „ „ 780° „ .	12,50	11,63	12,07
2 „ „ 780° „ .	12,34	11,96	12,15
6 „ „ 780° „ .	11,63	11,04	11,34

auf 850 ° C erhitzten Proben erreichen den Höchstwert für die Schlagfestigkeit nicht. Die zweckmäßigste Wärmebehandlung ist also, soweit es sich um die Beseitigung der Gußstruktur handelt, die Proben langsam auf die Temperatur der A_3-Umwandlung zu erhitzen und sie, sobald sie diese Temperatur erreicht haben, abkühlen zu lassen. Es ist aber schon oben darauf hingewiesen worden, daß dabei die Größe und die Zusammensetzung der Proben berücksichtigt werden muß, damit die Umwandlung auch vollständig vor sich gehen kann. Auch die inneren Teile müssen die gewünschte Temperatur erreicht haben, damit das möglich ist. Bei Stücken mit großen Querschnitten ist also die Glühdauer dementsprechend zu bemessen.

Tafel 7 zeigt den Verlauf der Werte für die Schlagfestigkeit in Abhängigkeit von der Glühdauer. Bei allen Proben war der Bruch sehr feinkörnig.

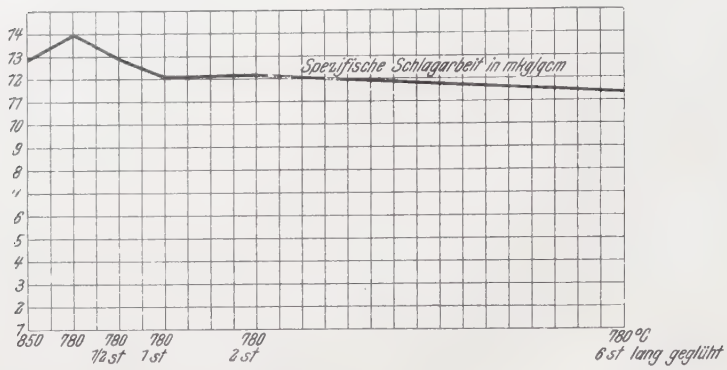
Auch an Zerreißproben aus dem Material VI wurden weitere Versuche angestellt, um festzustellen, wieweit durch eine geeignete Behandlung eine Verbesserung der Festigkeitseigenschaften möglich ist. Zu diesem Zwecke wurden Probestücke mit einem Durchmesser von 40 × 40 mm bei etwa 1000 ° C teilweise auf einen Querschnitt von 24 mm im Quadrat und teilweise auf einen Querschnitt von 20 × 20 mm im Quadrat ausgeschmiedet und nach dem Ausschmieden langsam abgekühlt. Aus den Stücken mit dem größeren Querschnitt wurden Zerreißstäbe von 10 mm ⌀ und 100 mm Meßlänge gedreht und aus den Stücken mit dem kleineren Querschnitt wurden zum Vergleich Schlagproben mit 10 mm ⌀ hergestellt. Die Ergebnisse der Zerreißproben waren folgende:

	F kg/qmm	Fg kg/qmm	D %	K %
1. Probe	52,5	36,3	23,2	52,1
2. Probe	44,3	32,6	26,0	57,7
Mittel	48,4	34,5	24,6	54,9

Die beiden Schlagproben hatten folgendes Ergebnis:

	Spez. Schlagarbeit mkg/qcm
1. Probe . . .	12,12
2. Probe . . .	11,39
Mittel	11,76

Zwei weitere fertig gedrehte bzw. gefräste Zerreißstäbe und Schlagproben, die in der gleichen Weise wie die ersten Proben ausgeschmiedet waren, wurden in ein Salzbad von 780 ° C gebracht und nach etwa 20 Minuten in Kieselgur langsam abgekühlt. Da es sich in diesem Falle nicht um die Beseitigung



Kurventafel VII.

von Gußstruktur handelte, so mußte die Glühdauer für eine Verfeinerung des Gefüges, soweit eine solche noch möglich war, genügen. Die Ergebnisse der geglühten Zerreißproben waren folgende:

	F kg/qmm	Fg kg/qmm	D%	K%
1. Probe	53,1	39,9	23,8	55,9
2. Probe	54,1	40,6	25,5	55,1
Mittel	53,6	40,3	24,6	55,5

Die geglühten Schlagproben hatten folgendes Ergebnis:

	Spez. Schlagarbeit mkg/qcm
1. Probe	12,02
2. Probe	10,85
Mittel	11,44

Es zeigt sich zunächst, daß die kleinen Schlagproben nicht so hohe Werte ergaben, wie sie an den großen Schlagproben bei dem gleichen Material erzielt wurden. Durch das Glühen hat die Schlagfestigkeit etwas abgenommen, dagegen haben bei den Zerreißproben die sämtlichen Festigkeitseigenschaften mit Ausnahme der Dehnung, die sich nicht geändert hat, zugenommen. Bemerkenswert ist vor allen Dingen die Erhöhung der Fließgrenze. Das abweichende Verhalten der Schlagproben ist wohl dadurch zu erklären, daß durch das Schmieden auf den kleineren Querschnitt schon eine derartige Verfeinerung erzielt war, daß sie durch das Glühen nicht mehr gesteigert werden konnte.

Je zwei der geschmiedeten Stücke für Zerreißstäbe und Schlagproben wurden in der oben angegebenen Weise im Salzbade geglüht und abgekühlt und darauf in der hoch erhitzten Muffel sehr schnell auf etwa 780 bis 800 ° C erhitzt und in Wasser abgeschreckt. Darauf wurden die Stücke 20 Minuten bei 400 ° C angelassen und an der Luft abgekühlt. Die Ergebnisse der Zerreißproben sind folgende:

	F kg/qmm	Fg kg/qmm	D% bez. auf 100 mm	D% bez. auf 50 mm	K%
1. Probe . .	86,7	79,4	13	18	59,3
2. Probe . .	87,75	80,5	11	14,6	57,4
Mittel	87,23	79,95	12	16,3	58,35

Die in gleicher Weise behandelten Schlagproben ergaben folgende Werte:

	Spez. Schlagarbeit mkg/qcm
1. Probe	11,55
2. Probe	11,63
Mittel .	11,59

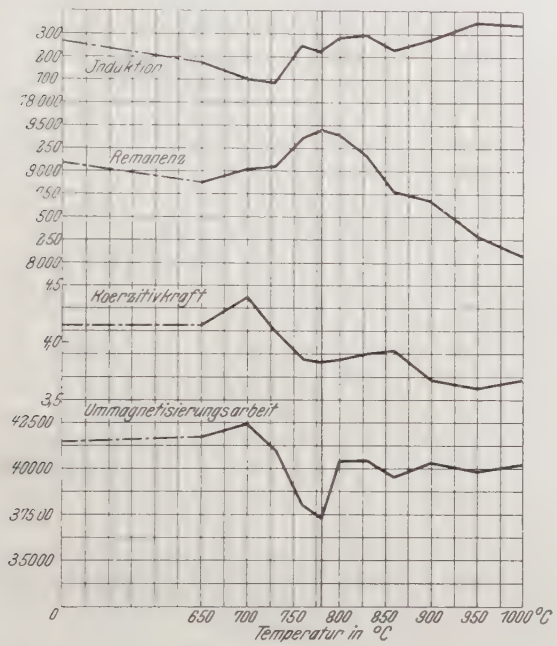
Es wurden endlich an dem Material VI magnetische Messungen vorgenommen. Die dazu verwendeten Probestücke hatten einen Querschnitt von 15 mm im Quadrat und eine Länge von 260 mm. Sie wurden in der oben angegebenen Weise in der Gasmuffel drei Stunden lang geglüht. Die Versuchstemperaturen waren die gleichen wie bei den Festigkeitsproben. Die erkalteten Proben wurden auf 6 mm

Glühtemp.		J	B	K	F
ungeglüht	1. Probe	18 190	9 265	4,1	41 600
	2. Probe	18 350	8 915	4,2	41 300
	Mittel	18 270	9 090	4,15	41 450
650°	1. Probe	18 120	8 775	4,1	41 750
	2. Probe	18 230	8 975	4,2	41 750
	Mittel	18 175	8 875	4,15	41 750
700°	1. Probe	17 950	9 075	4,5	42 400
	2. Probe	18 250	8 965	4,3	42 400
	Mittel	18 100	9 020	4,4	42 400
730°	1. Probe	17 970	9 000	4,3	42 100
	2. Probe	18 200	9 115	3,9	39 850
	Mittel	18 085	9 058	4,1	40 975
760°	1. Probe	18 250	9 450	3,95	37 450
	2. Probe	18 250	9 290	3,75	38 450
	Mittel	18 250	9 370	3,85	37 950
780°	1. Probe	18 200	9 375	3,75	36 950
	2. Probe	18 270	9 515	3,9	37 650
	Mittel	18 235	9 445	3,83	37 300
800°	1. Probe	18 270	9 565	3,85	40 100
	2. Probe	18 300	9 250	3,85	40 800
	Mittel	18 285	9 408	3,85	40 450
830°	1. Probe	18 220	9 250	3,75	39 400
	2. Probe	18 370	9 100	4,05	41 600
	Mittel	18 295	9 175	3,90	40 500
860°	1. Probe	18 260	9 040	3,75	39 700
	2. Probe	18 200	8 500	4,1	39 350
	Mittel	18 230	8 770	3,93	39 525
900°	1. Probe	18 300	8 940	3,65	41 150
	2. Probe	18 250	8 400	3,7	39 550
	Mittel	18 275	8 670	3,68	40 350
950°	1. Probe	18 300	8 325	3,5	40 000
	2. Probe	18 400	8 250	3,7	39 700
	Mittel	18 350	8 288	3,6	39 850
1000°	1. Probe	18 400	7 915	3,85	41 150
	2. Probe	18 280	8 225	3,5	39 350
	Mittel	18 340	8 070	3,68	40 250

Durchmesser abgedreht und im Köpselapparat der Firma Siemens & Halske magnetisiert. Die Ergebnisse dieser Untersuchung, nämlich die maximale Induktion bezogen auf die Feldstärke 120 = J, die Remanenz = R, die Koerzitivkraft = K und die Ummagnetisierungsarbeit ausgedrückt in Erg/ccm = F, sind in der vorstehenden Tabelle angegeben.

In Kurventafel 8 sind diese Zahlen graphisch zusammengestellt.

Obgleich keine der durch das Glühen bewirkten Aenderungen der magnetischen Eigenschaften bis auf die der Ummagnetisierungsarbeit derartig ist, daß sie praktische Bedeutung besitzt, so lassen doch diese Aenderungen teilweise mit großer Deutlichkeit auf



Kurventafel VIII.

die Lage der Temperatur der A_3-Umwandlung schließen. Die Remanenz nimmt zunächst durch Glühen bei 650 ° C noch etwas ab. Mit steigenden Glühtemperaturen nimmt sie dann stetig bis zur berechneten Temperatur der A_3-Umwandlung zu, um bei weiterem Steigern der Glühtemperatur stetig abzunehmen. Die Koerzitivkraft nimmt durch das Glühen zuerst etwas zu, dann aber bis zur berechneten Temperatur ab und behält den auch schon bei 760 ° C erreichten niedrigen Wert dann ziemlich unverändert bei. Es scheint allerdings, wie aus einzelnen Werten hervorgeht, eine Neigung zu noch weiterem Abnehmen mit steigender Glühtemperatur vorhanden zu sein. Es scheint daraus hervorzugehen, daß die Koerzitivkraft klein wird, sobald die durch das Glühen bewirkte Aenderung des Materials so weit fortgeschritten ist, daß die Ferritkörner nach allen Richtungen etwa gleiche Abmessung besitzen. Dagegen ist sie größer, sobald der Ferrit in bevorzugten Richtungen ausgeschieden ist. Demnach müßte sie bei starker Ueberhitzung wieder zunehmen und sich dem Werte für das ungeglühte Material wieder nähern. Aus der Kurve der maximalen Induktionen läßt sich nichts über die Lage der A_3-Umwandlung schließen. Sie bleiben bei den verschiedenen Glühtemperaturen ziemlich unverändert. Am deutlichsten ausgeprägt zeigt sich die Temperatur der A_3-Umwandlung in den Werten für die Ummagnetisierungsarbeit. Sie nimmt bis zu der berechneten Umwandlungstemperatur um etwa 10 % ihres ursprünglichen Wertes ab. Auch bei 760 ° C ist dieser niedrige Wert schon annähernd erreicht. Bei Glühtemperaturen oberhalb der berechneten Umwandlungstemperatur steigt sie dann aber sofort wieder um etwa 7 % des ursprünglichen Wertes und behält diesen Wert bis zu den gewählten höchsten Glühtemperaturen ziemlich unverändert bei. Aus den Ergebnissen der magnetischen Messungen läßt sich also der Schluß ziehen, daß die A_3-Umwandlung bei 760 ° C zum größten Teil, bei 780 ° C vollständig beendet ist.

Betrachtet man nun zum Schluß noch einmal im Zusammenhang die Ergebnisse sämtlicher Festigkeitsproben, so läßt sich darüber allgemein folgendes sagen:

1. Gegossenes oder überhitztes Material zeigt nach dem Glühen bei der berechneten günstigsten Glühtemperatur oder bei Temperaturen, die von ihr nach der positiven und nach der negativen Seite praktisch wenig abweichen, ein Maximum der Schlagfestigkeit (Material IV, V und VI), sowie sämtlicher übrigen Festigkeitseigenschaften (Material VI).
2. Bearbeitetes und darauf geglühtes Material zeigt ein Maximum der Fließgrenze nach dem Glühen bei der berechneten günstigsten Glühtemperatur oder bei Temperaturen, die von ihr nach der positiven und nach der negativen Seite praktisch wenig abweichen. Auch die anderen Festigkeitseigenschaften zeigen teilweise bei diesen Temperaturen bevorzugte Werte (Material I, II und III).

Neben der rein praktischen Bedeutung dieser Feststellung muß vor allen Dingen das Verhalten der Fließgrenze bei der Bewertung anderer Versuchsergebnisse interessieren.

Wenn beispielsweise Waterhouse* seine Stähle, deren obere Umwandlungstemperatur zwischen 760 und 600 ° C liegt, bei 875 oder 1000 ° C glüht, so erklärt sich wohl nach den in der vorliegenden Arbeit gemachten Ausführungen sein Ergebnis, daß die Fließgrenze in reinem Nickel-Kohlenstoffstahl nur wenig größer als die in Kohlenstoffstahl ist.

Ebensowenig darf man einer weiteren Feststellung Waterhouses allgemeine Bedeutung beimessen, daß nämlich Ausglühen die Festigkeit vermindert, ohne die Dehnbarkeit sehr zu erhöhen.

Vollkommen in Uebereinstimmung mit den Ergebnissen der vorliegenden Arbeit stehen dagegen

* Waterhouse: I. St. Inst. 1905, II, S. 376.

die Ergebnisse Campbell und Allens, nicht nur nach der mikrographischen Seite, sondern auch in den in Tabelle 5 angegebenen Festigkeitszahlen. Die an der Luft abgekühlten Proben zeigen ein deutliches Maximum der Fließgrenze bei einem gleichzeitigen Maximum von Dehnung und Kontraktion bei 750° C. Wenn bei 1200°, 1300° und 1350° C jener Höchstwert der Fließgrenze noch einmal überschritten wird, so ist doch gleichzeitig Dehnung und Kontraktion sehr gering. Bei den im Ofen abgekühlten Proben macht sich bei 610° C in der hohen Fließgrenze und Kontraktion und geringen Dehnung noch der Einfluß der vorhergehenden Kalthärtung der Proben bemerkbar, doch deutet der weitere Verlauf der Kurven von Fließgrenze und Dehnung auf ein Maximum bei 750° C hin.

Etwas abweichend davon sind, wie schon oben erwähnt, die Ergebnisse Bierer und Fays, doch ergibt sich auch hier bei der mikrographisch günstigsten Temperatur von 800° C bei dem Stahl 1 (Tabelle 5) ein deutliches Maximum der Fließgrenze, sowohl bei den an der Luft wie im Ofen abgekühlten Proben. Bei dem Stahl 2 dagegen ist der Verlauf der Kurven ziemlich unstetig, so daß sich daraus nicht viel über eine günstigste Glühtemperatur entnehmen läßt.

Eine weitere Anwendung der Ergebnisse dieser Arbeit auf die in der Tabelle 5 zusammengestellten Zahlen würde indessen zu weit führen.

Es sei hier aber noch einmal auf einen Punkt eingegangen, der schon zu Beginn der Arbeit erwähnt wurde, nämlich auf die Abhängigkeit der Elastizitätsgrenze von der Glühtemperatur.

Es ist oben schon darauf hingewiesen worden, welche besondere Bedeutung die Elastizitätsgrenze für die Güte eines Materials zu Konstruktionszwecken besitzt. Wegen der Umständlichkeit ihrer Bestimmung aber beschränkt man sich für gewöhnlich auf die Bestimmung der Fließgrenze.

Es ist nun nicht ohne weiteres anzunehmen, daß die Elastizitätsgrenze sich prinzipiell anders verhalten sollte als die Fließgrenze. Da nun aber die Fließgrenze durch Glühen bei der Temperatur der A_3-Umwandlung einen im Vergleich zu ihrer Höhe bei anderen Glühtemperaturen bevorzugten Wert erreicht, so ist das gleiche von der Elastizitätsgrenze nicht unwahrscheinlich.

Mit der Abhängigkeit der Elastizitätsgrenze von der Glühtemperatur beschäftigt sich eine oben schon erwähnte Arbeit Wawrzinioks. Die in Betracht kommenden Versuchsdaten seien wegen der Bedeutung dieser Frage in nachstehender Tabelle angeführt.

Die Proben, deren Mangangehalt 0,27 und 0,35 % betrug, wurden auf die gewünschte Temperatur erhitzt und dann der allmählichen Abkühlung überlassen. Das Ausgangsmaterial lag in Form von geschmiedeten Rundstangen vor.

Aus den Versuchsergebnissen, sowie aus denen von zwei Stählen mit 1,11 und 1,13 % Kohlenstoff, die wegen dieser Zusammensetzung hier nicht in Betracht gezogen werden können, schließt der Verfasser, daß

	C %	Glühtemp.	Spannung an der Elastizitätsgrenze kg/qcm
Nr. 1	0,76	0	3190
		450	3460
		500	—
		700	3190
		900	1600
		1000	1150
		1154	1550
Nr. 2	0,77	0	3490
		450	2100
		480	2280
		650	3470
		830	1250
		1000	1450
		1154	1650

die Elastizitätsgrenze durch Glühen der Stähle bei Temperaturen unter 700° C nicht ungünstig verändert wurde. Erst nach Ueberschreitung dieser Glühtemperatur machte sich bis 1000° C ein Abfall der Elastizitätsgrenze bemerkbar, während sie bei weiterer Steigerung der Glühtemperatur wieder eine Zunahme erfuhr. Wawrziniok glaubt den Abfall der Elastizitätsgrenze bei 700° C und die Wiederzunahme bei 1000° C mit den Gefügeumwandlungen beim unteren bzw. oberen Haltepunkt in Zusammenhang bringen zu dürfen und hat zur Klärung dieser Annahme Versuche eingeleitet.

Allgemein läßt sich aus den Ergebnissen Wawrzinioks wohl nicht auf die Beeinflussung der Elastizitätsgrenze durch die Glühbehandlung schließen, da, wie oben gesagt wurde, ein Gefüge, das vorwiegend aus Perlit besteht, durch Glühen anders beeinflußt wird, als ein solches, das vorwiegend aus Ferrit besteht.

Berechnet man aber die Temperatur der A_3-Umwandlung für die beiden Stähle, die sich für Nr. 1 als 774° C und für Nr. 2 als 764° C ergibt, so läßt sich doch den Versuchsergebnissen noch folgendes hinzufügen:

Durch Glühen unterhalb der Temperatur der A_3-Umwandlung wird die Elastizitätsgrenze entweder wenig verändert (Stahl Nr. 1) oder aber sie fällt zunächst, um dann bis zur letzten Versuchstemperatur unterhalb jener Temperatur wieder bis fast zu dem hohen Wert des Ausgangsmaterials zu steigen (Stahl Nr. 2).

Durch Glühen oberhalb der Temperatur der A_3-Umwandlung wird der Wert für die Elastizitätsgrenze bedeutend unter den Wert bei dem geschmiedeten Ausgangsmaterial erniedrigt.

Es würde aus diesen Versuchen wohl hervorgehen, daß diese Stähle mit diesem hohen Kohlenstoffgehalt sich bezüglich der Elastizitätsgrenze sehr empfindlich gegen Ueberhitzung erweisen, doch geht aus ihnen allgemein nicht hervor, daß nicht auch die Elastizitätsgrenze wie die Fließgrenze und zwar durch die gleiche Wärmebehandlung verbesserungsfähig ist.

Für die Wärmebehandlung der Nickelstähle, die den Gegenstand dieser Arbeit bilden, lassen sich

nunmehr sowohl nach den mikrographischen Feststellungen, wie auch nach den Festigkeitsuntersuchungen in dieser Arbeit folgende Sätze aufstellen:

1. Die Beseitigung von Gußstruktur und Ueberhitzungserscheinungen wird in sicherer Weise, ohne Anwendung unnötig hoher Temperaturen, erreicht, wenn als Glühtemperaturen die in dieser Arbeit angegebenen und teilweise tabellarisch zusammengestellten Werte benutzt werden.
2. Zur Erreichung dieses Zweckes genügt es bei Stücken mit kleinerem Querschnitt sie langsam auf die gewünschte Temperatur zu erhitzen und dann abkühlen zu lassen. Für größere Stücke, sowie bei höheren Mangan- und Nickelgehalten, ist die erforderliche Glühdauer größer als im anderen Falle. Eine unnötig lange Glühdauer beeinträchtigt zwar die Festigkeitseigenschaften, doch ist deren Verminderung bei der Anwendung der berechneten Glühtemperaturen unbedeutend.
3. Für das Ausglühen von bearbeiteten Stücken, die nicht überhitzt wurden, etwa zur Beseitigung von Spannungen oder zur weiteren Verbesserung sämtlicher Festigkeitseigenschaften ist es nicht notwendig die berechneten Glühtemperaturen ganz zu erreichen, da eine vollständige Auflösung des Ferrits nicht erforderlich ist. Es genügt in solchen Fällen eine Erhitzung auf Temperaturen, die etwas unterhalb der berechneten gelegen sind. Die Verfeinerung des Gefüges ist dann größer als bei der höheren Temperatur der A_3-Umwandlung, sobald die Glühdauer nicht sehr kurz ist. Ist es indessen möglich, die zu glühenden Stücke sehr schnell auf die gewünschte Temperatur zu bringen, ohne sie durch oberflächliche Ueberhitzung zu verderben, so ist es auch hier geraten, um sicher zu gehen, die berechneten Temperaturen innezuhalten.
4. Für Stähle, deren Hauptgefügebestandteil nicht Ferrit, sondern Perlit ist, also für Stähle mit etwa 0,5 % Kohlenstoff und mehr, gilt bezüglich der Beseitigung der Gußstruktur für die Glühtemperatur das oben Gesagte. Beim Ausglühen durch Bearbeitung schon verfeinerter Stücke ist indessen das Verhalten des Perlits, nämlich seine Neigung zur Entmischung und die dadurch bewirkte Erhöhung von Dehnung und Kontraktion bei niedrigen Glühtemperaturen zweckmäßig zu berücksichtigen (Material II).
5. Für die Härtung der Nickelstähle sind die berechneten Glühtemperaturen die geeignetsten, da der gesamte Ferrit in die feste Lösung übergeführt werden soll. Je schneller aber dieser Zustand der festen Lösung herbeigeführt wird, um so besser sind die Eigenschaften des gehärteten Stahls.
6. Abweichungen von der berechneten Temperatur um 20 bis 30 ° C nach der positiven und nach der negativen Seite können als praktisch kleine Abweichungen gelten.

Zusammenfassung.

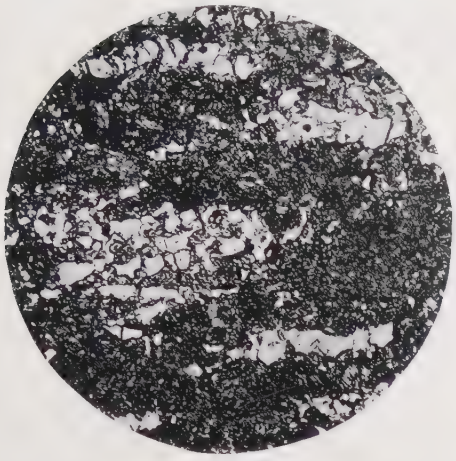
1. Statt der ungenaueren thermischen Analyse wurde die mikrographische Analyse zur Gewinnung neuer Daten für die Wärmebehandlung der perlitischen Nickelstähle angewandt.
2. Die auf diese Weise gewonnenen Werte wurden in Form von Tabeilen von geeigneten Glühtemperaturen niedergelegt. Es wurde ferner die Beeinflussung der Temperatur der A_3-Umwandlung von Eisen-Kohlenstofflegierungen durch einen Mangan- und Nickelgehalt zahlenmäßig ausgedrückt.
3. An einer Reihe von Festigkeitsprüfungen, verbunden mit einer mikrographischen Untersuchung, sowie an einigen magnetischen Messungen wurde die Brauchbarkeit der gefundenen Daten festgestellt.

* * *

Die vorliegende Arbeit wurde im Eisenhüttenmännischen Institut der Kgl. Technischen Hochschule in Breslau ausgeführt. Herrn Professor Simmersbach, der mir ihre Durchführung ermöglichte und meiner Arbeit stets das größte Interesse entgegenbrachte, sowie Herrn Dr.-Ing. Oberhoffer, der mich bei ihrer Ausführung durch wertvolle Ratschläge stets bereitwilligst unterstützte, möchte ich auch an dieser Stelle für ihr liebenswürdiges Entgegenkommen meinen verbindlichsten Dank aussprechen.

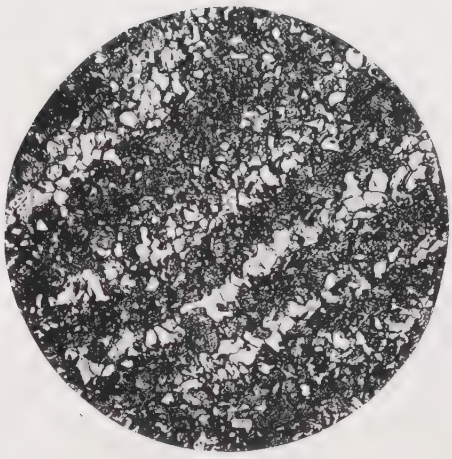
Gedruckt bei A. Bagel in Düsseldorf.

Vergr. = 225.



1. Material 17 bei 680 ° nach 20 min abgeschreckt.

Vergr. = 225.



2. Material 17 bei 680 ° nach 40 min abgeschreckt.

Vergr. = 225.

3. Material 5 bei 680 ° abgeschreckt.

Vergr. = 225.

4. Material 5 bei 690 ° abgeschreckt.

Vergr. = 600.

5. Material 11 bei 740 ° abgeschreckt.

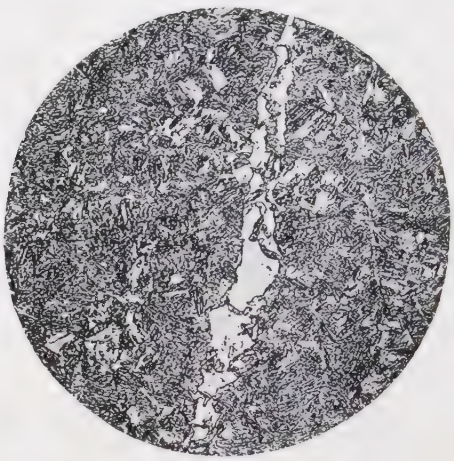
Vergr. = 800.

6. Material 11 bei 730 ° abgeschreckt.

Vergr. = 225.

7. Material 11 auf 740 ° erhitzt und nach 10 min abgeschreckt.

Vergr. = 225.



8. Material 11 auf 740 ° erhitzt und nach 20 min abgeschreckt.

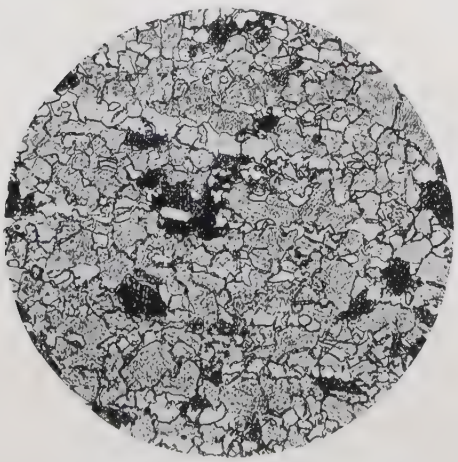
Vergr. = 225.

9. Material 11 auf 740 ° erhitzt und nach 30 min abgeschreckt.

Vergr. = 225.

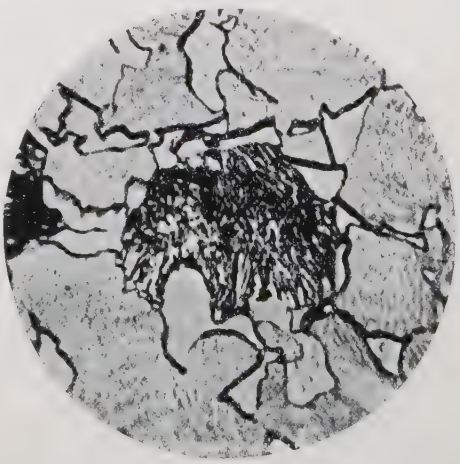
10. Material 11 auf 740 ° erhitzt und nach 40 min abgeschreckt.

Vergr. = 225.



11. Material 17 bei 625 ° abgeschreckt.

Vergr. = 1000.

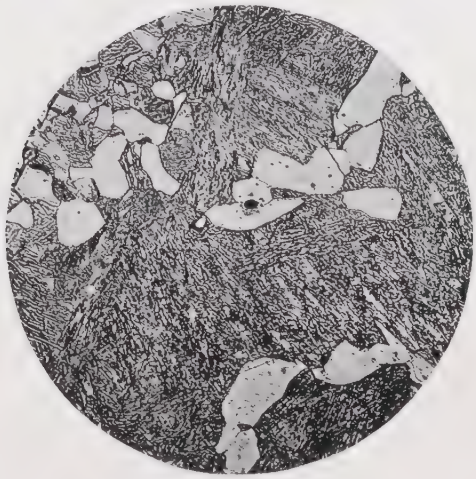


12. Material 17 bei 625 ° abgeschreckt.

Vergr. = 160.

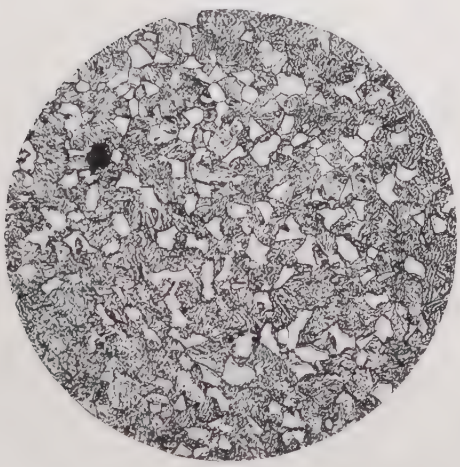
13. Bei 1200 ° abgeschreckt.

Vergr. = 225.



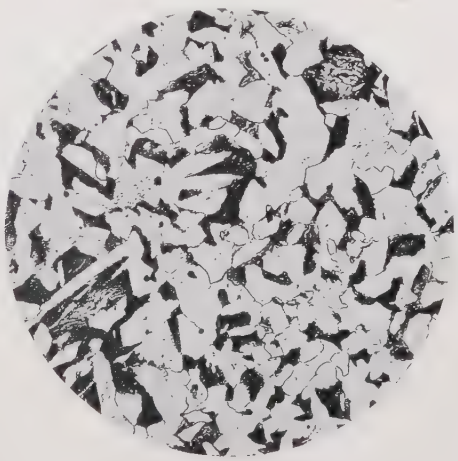
14. Auf 1100 ° erhitzt, bei 840 ° abgeschreckt.

Vergr. = 225.



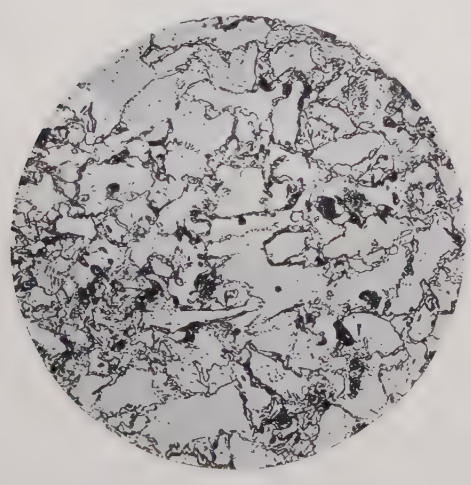
15. Auf 980 ° erhitzt, bei 840 ° abgeschreckt.

Vergr. = 225.



16. Material I ungeglüht.

Vergr. = 225.

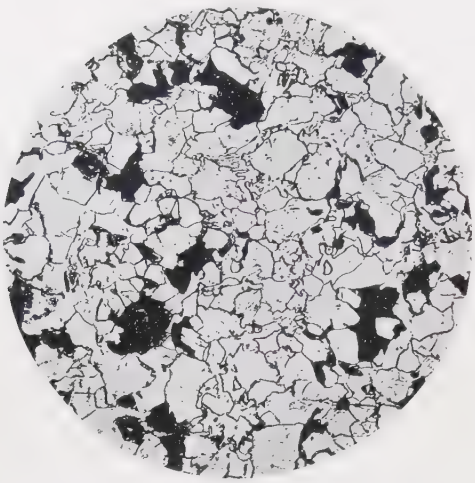


17. Material I bei 700 ° geglüht.

Vergr. = 225.

18. Material I bei 760 ° geglüht.

Vergr. = 215.

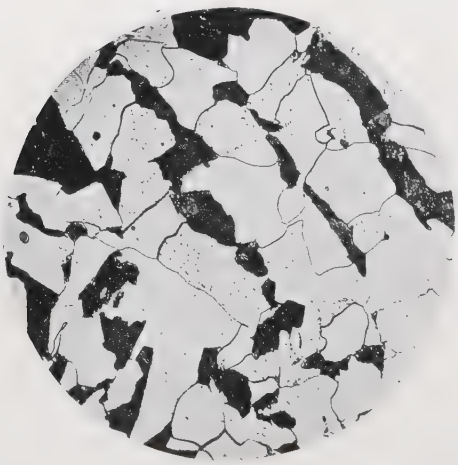


19. Material I bei 790 ° geglüht.

Vergr. = 225.

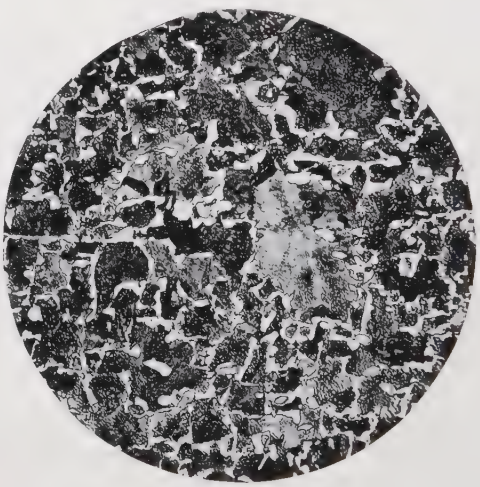
20. Material I bei 810 ° geglüht.

Vergr. = 225.



21. Material I bei 910 ° geglüht.

Vergr. = 225.



22. Material II ungeglüht.

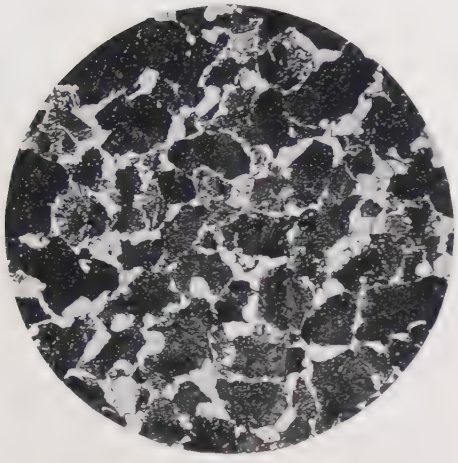
Vergr. = 225.

23. Material II bei 650 ° geglüht.

Vergr. = 225.

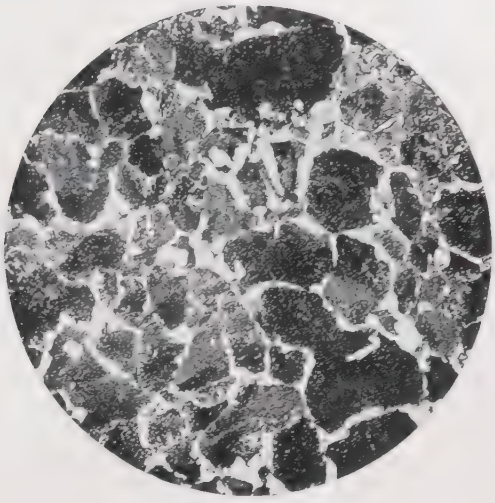
24. Material II bei 700 ° geglüht.

Vergr. = 225.



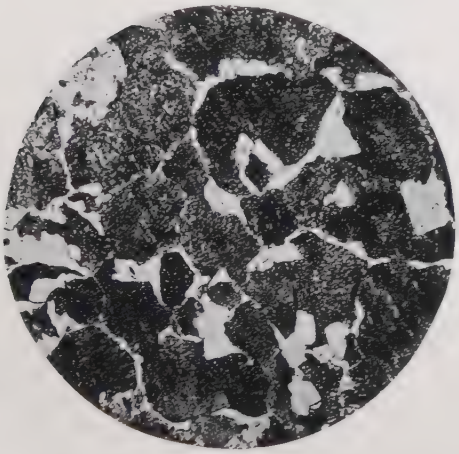
25. Material II bei 750 ° geglüht.

Vergr. = 225.



26. Material II bei 775 ° geglüht.

Vergr. = 225.

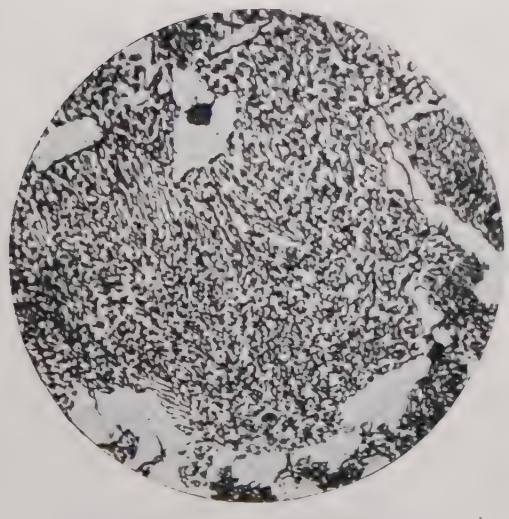


27. Material II bei 800 ° geglüht.

Vergr. = 225.

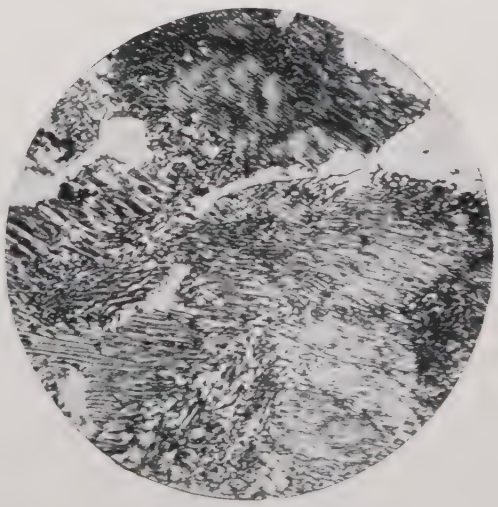
28. Material II bei 880 ° geglüht.

Vergr. = 1000.



29. Material II bei 650 ° geglüht.

Vergr. = 1000.



30. Material II bei 775 ° geglüht.

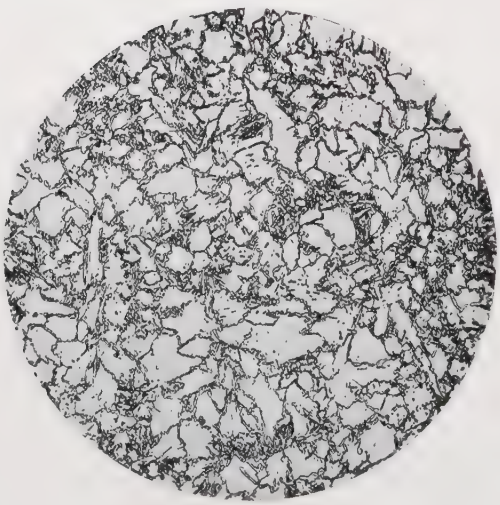
Vergr. = 225.

31. Material III ungeglüht.

Vergr. = 225.

32. Material III bei 650 ° geglüht.

Vergr. = 225.



33. Material III bei 680 ° geglüht.

Vergr. = 225.

34. Material III bei 710 ° geglüht.

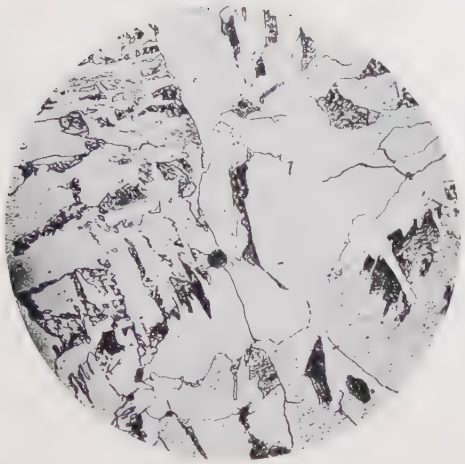
Vergr. = 225.

35. Material III bei 740 ° geglüht.

Vergr. = 225.

36. Material III bei 850 ° geglüht.

Vergr. = 225.

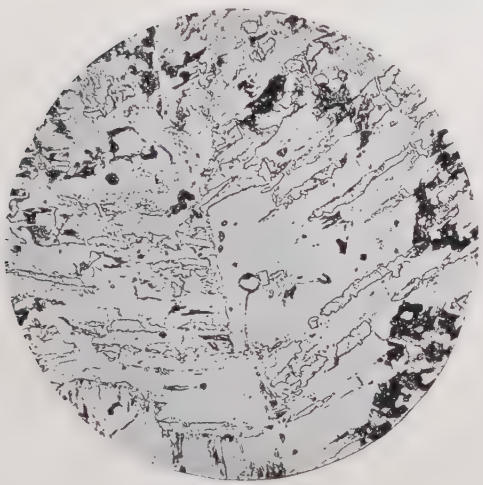


37. Kurbelwelle aus Material III.

Vergr. = 150.

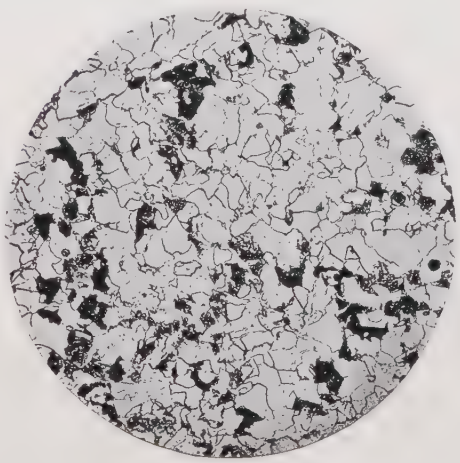
38. Material IV ungeglüht.

Vergr. = 150.



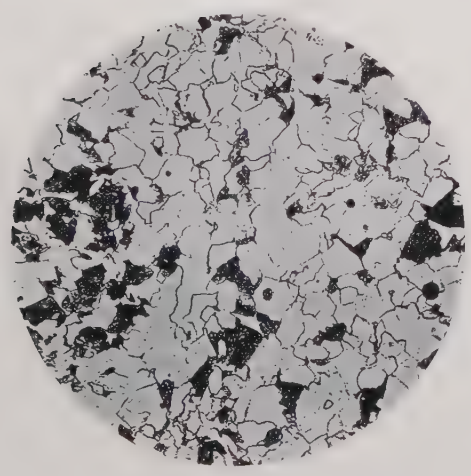
39. Material IV bei 730 ° geglüht.

Vergr. = 150.



40. Material IV bei 770 ° geglüht.

Vergr. = 150.



41. Material IV bei 840 ° geglüht.

Vergr. = 150.

42. Material IV bei 1050 ° geglüht.

43. Kerbschlagproben von Material IV: Obere Reihe mit 6stündiger Glühdauer; untere Reihe mit 2½stündiger Glühdauer.

Vergr. = 150.

44. Material V ungeglüht.

Vergr. = 150.

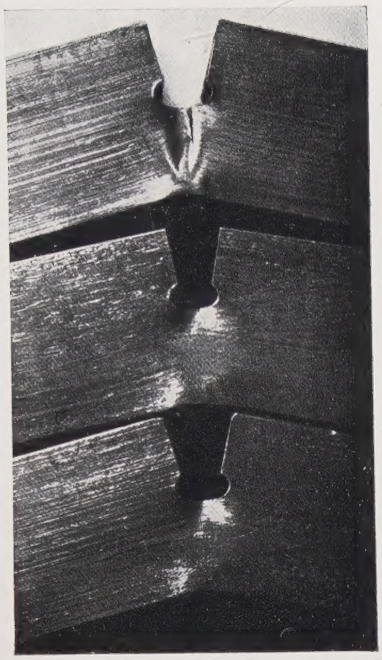
45. Material V bei 730 ° geglüht.

Vergr. = 150.

46. Material V bei 800 ° geglüht.

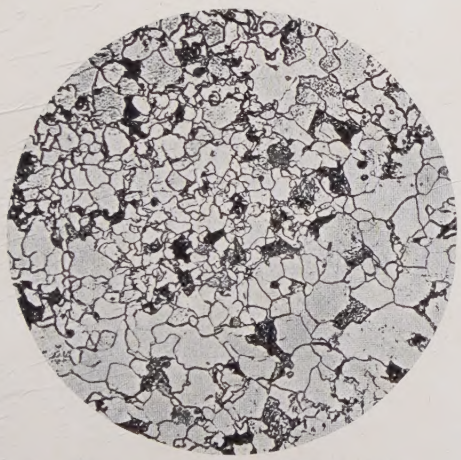
Vergr. = 150.

47. Material V bei 850 ° geglüht.



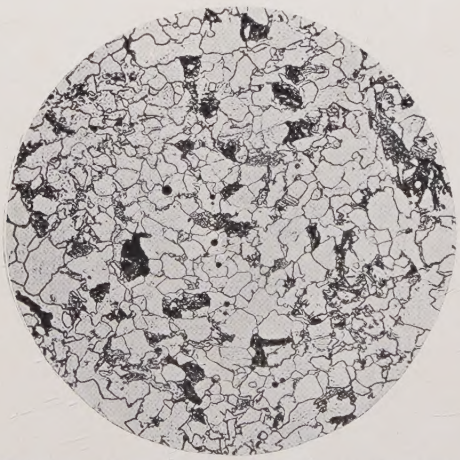
48. Kerbschlagprobe von Material V.

Vergr. = 150.



49. Material VI bei 760 ° geglüht.

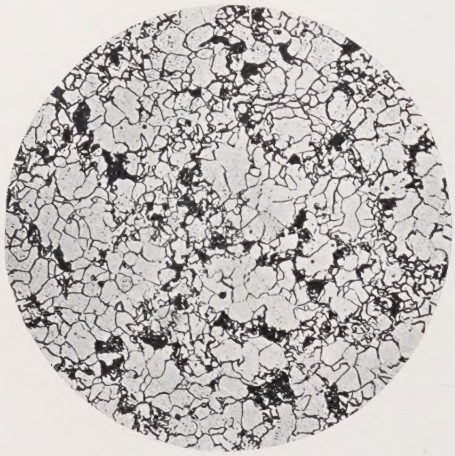
Vergr. = 150.



50. Material VI bei 780 ° geglüht (6 Stunden).

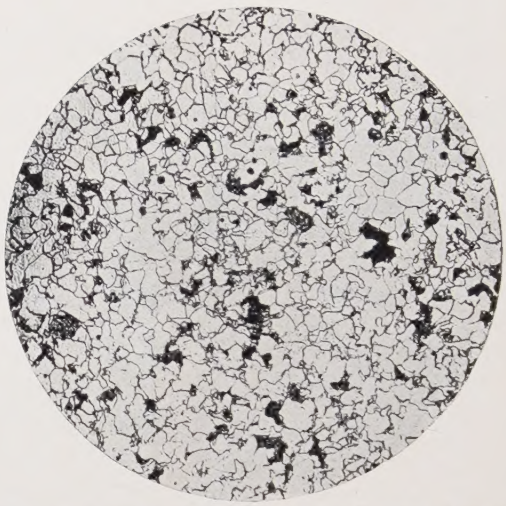
51. Kerbschlagproben von Material VI.

Vergl. = 150.



52. Material VI schnell auf 850 ° erhitzt und abgekühlt.

Vergr. = 150.

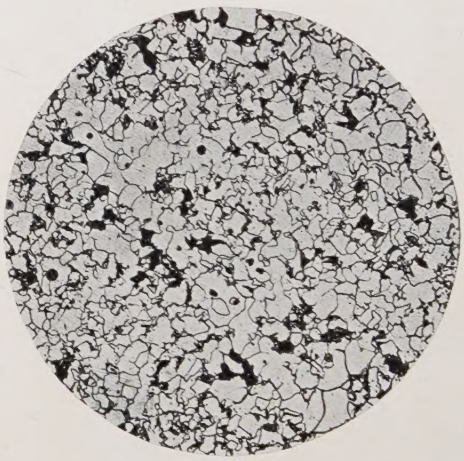


53. Material VI langsam auf 780 ° erhitzt und abgekühlt

Vergr. = 150.

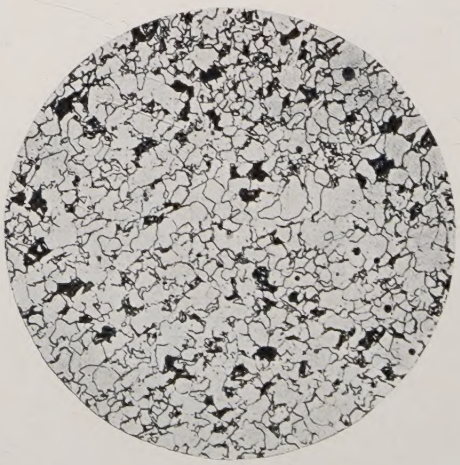
54. Material VI eine halbe Stunde bei 780 ° geglüht.

Vergr. = 150.



55. Material VI eine Stunde bei 780 ° geglüht.

Vergr. = 150.



56. Material VI zwei Stunden bei 780 ° geglüht.